

Qualifizierung und technisch-wirtschaftliche Bewertung von Hochleistungsverschleiß- schutzsystemen zum Einsatz unter feinabrasiv-erosiver Beanspruchung

Dissertation
zur Erlangung des Doktorgrades
der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von
Marvin Hecht, M.Sc.
aus Iserlohn

genehmigt von der
Fakultät für Mathematik/Informatik und Maschinenbau
der Technischen Universität Clausthal,

Tag der mündlichen Prüfung
07. Februar 2018

Dekan

Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling

Vorsitzender der Prüfungskommission

Prof. Dr. rer. nat. Alfred Weber

Betreuer

Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling

Gutachter

Prof. Dr.-Ing. habil. Lothar Wagner

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner wissenschaftlichen Tätigkeit als akademischer Rat am Institut für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren (ISAF) und am Clausthaler Zentrum für Materialtechnik (CZM) der TU Clausthal.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling, Lehrstuhlinhaber und Institutsdirektor des ISAF sowie Vorstandsmitglied und Vorstandssprecher des CZM, für die Anleitung und Unterstützung während meiner wissenschaftlichen Tätigkeit am Institut sowie für die Bereitstellung der zur Anfertigung dieser Arbeit erforderlichen Mittel.

Weiterhin danke ich Herrn Dr.-Ing. Rolf Reiter, akademischer Oberrat und Oberingenieur des ISAF sowie Bereichsleiter der Abteilung für Verschleißprüfung, für die fachliche und wissenschaftliche Unterstützung sowie meinen Kollegen für die zahlreichen wissenschaftlichen Diskussionen, aber auch für die mir entgegengebrachten Anregungen und Kritiken.

Den Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern der mechanischen und elektrischen Werkstätten, der Werkstoffprüfung, allen studentischen und wissenschaftlichen Hilfskräften sowie den von mir betreuten Studien-, Projekt- und Abschlussarbeitern danke ich ebenfalls für die Unterstützung und konstruktive Mitarbeit.

Allen Partnern aus der industriellen Anwendungsforschung danke ich für die Bereitstellung von Proben- und Versuchsmaterial sowie für die zahlreichen Hinweise aus der betrieblichen Praxis. Ein gesonderter Dank gilt hierbei den Industriepartnern Durum Verschleißschutz GmbH und Ventilatorenfabrik Oelde GmbH sowie der Fa. Castolin GmbH.

Zudem bedanke ich mich beim Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie (BMWi) zur finanziellen Förderung meiner wissenschaftlichen Tätigkeit am Institut über das Zentrale Innovationsprogramm Mittelstand (ZIM).

Der abschließende Dank gilt meinen Freunden und meiner Familie sowie insbesondere meinen Eltern für die Unterstützung und Förderung meiner gesamten akademischen Ausbildung an der TU Clausthal, aber vor allem meiner Lebensgefährtin Theresa für den stetigen Rückhalt, die unzähligen motivierenden Gespräche sowie für das immer währende und unermüdliche Verständnis während der Erstellung dieser Arbeit.

Kurzfassung

Zum Schutz vor abrasivem und erosivem Verschleiß gewinnt das Auftragschweißen immer mehr an Bedeutung, da mit verschleißbedingtem geplanten sowie ungeplanten Ausfall entsprechend verschleißbeanspruchter komplexer Maschinen und Großanlagen ein hoher volkswirtschaftlicher Verlust einhergeht. Für die Herstellung kostengünstiger Verschleißschutzpanzerungen haben sich als robuste Beschichtungsverfahren vor allem Metall-Schutzgas- (MSG-) und OpenArc- (OA-)Schweißprozesse etabliert [Pen08]. Mit diesen Verfahren werden üblicherweise Aufmischungsgrade von ca. 20-30 % erzielt, wobei im Regelfall die Schichtqualität mit zunehmender Aufmischung sinkt. Eine technisch-wirtschaftliche Zielstellung ist es daher, ein preiswertes MSG-Verfahren mit einem reduzierten erzielbaren Aufmischungsgrad zu kombinieren.

Einen vielversprechenden Ansatz stellt an dieser Stelle der Einsatz von geregelten Kurzlichtbogen- (GKLB-)Prozessen zum Hartauftragen dar. Die energiearmen GKLB-Prozesse wurden originär zum löt- und schweißtechnischen Fügen dünner und zum Teil beschichteter Stahl- und Aluminiumfeinbleche eingesetzt [Wes12b]. Der bei diesen Verfahren modifizierte Kurzlichtbogen wird je nach Schweißgeräte-Hersteller entweder direkt über die Stromquelle geregelt, mechanisch durch eine reversierende Drahtbewegung oder aber durch eine Kombination aus mechanischer und elektronischer Regelung und dadurch das Leistungsmaximum beim Wiederzünden des Lichtbogens erheblich herabgesenkt, wodurch eine wesentlich geringere thermische Grundwerkstoffbeeinflussung während der Aufschmelzphase erreicht werden kann [N.N.08, Wes09, Wes11a, Wes12d].

Weitere Vorteile des GKLB-Prozesses gegenüber konventionellen MSG-Verfahren sind neben der geringeren Aufmischung und einer möglichen erzielbaren Hartphasenfeinung eine aufgrund der reduzierten Wärmeeinbringung wesentlich kleinere Ausdehnung der Wärmeeinflusszonen (WEZ), deutlich weniger Verzug der beschichteten Bauteile sowie zusätzlich hierzu geringere temperaturbedingte Eigenspannungen im hergestellten Schichtverbund. Zur Unterstützung von Strukturleichtbauzielen ist das Verfahren daher auch zum schweißtechnischen Panzern hoch- und höchstfester Feinkornbaustähle wie beispielsweise der Güten S690 beziehungsweise S960 interessant, da aufgrund der geringen WEZ-Ausdehnung der tragende Restquerschnitt des Substratwerkstoffes entsprechend groß ist. Durch die mit dem GKLB-Verfahren einstellbare Hartphasenfeinung ist besonders beim Verschleißangriff von feinen und feinsten Partikelstäuben ein gegenüber herkömmlichen Verfahren erhöhter Widerstand gegen abrasiven und erosiven Verschleiß zu erwarten.

Insbesondere hochfeste Strukturbauteile konnten bisher nicht ohne einen massiven Verlust ihrer spezifischen Werkstoff- und Festigkeitseigenschaften in einem einstufigen Prozess

schweißtechnisch beschichtet werden. In dieser Arbeit soll deshalb eine technologische Entwicklung der Beschichtungsprozesse in Abhängigkeit der Grund- und Zusatzwerkstoffeigenschaften sowie unter Berücksichtigung des späteren Einsatzzwecks erfolgen. Hierfür werden ausgewählte fülldrahtbasierte Hartlegierungen mit einem GKLB-Verfahren verarbeitet und anschließend metallografisch sowie tribosystemgerecht verschleißtechnisch qualifiziert und die Art des Werkstoffversagens dargestellt. Da GKLB-Prozesse in Hinsicht auf die Schweißprozessbedingungen besondere Anforderungen an die schweißtechnisch zu verarbeitenden Fülldrähte stellen, wird außerdem die Entwicklung spezieller Fülldrahtelektroden zur Herstellung von Verschleißschutzschichten vorgestellt. Zur Qualifikation der abrasiv-erosiven Verschleißigenschaften der generierten Schichten werden Strahlverschleißuntersuchungen bei Raum- und unter höheren Temperaturen sowie ein Zweikörperabrasivverschleißtest mit feinen und feinsten Abrasivgütern unterschiedlicher Kornfraktionen durchgeführt, um hierdurch den Verschleißwiderstand des metallurgisch und schweißtechnisch eingestellten Gefüges in Abhängigkeit der angreifenden Korngröße über ein möglichst breites Analysespektrum darstellen zu können. Ergänzend werden vielversprechende Schichtverbunde einer korrosionstechnischen Prüfung unterzogen.

Aus den erzielten Ergebnissen wird schließlich abgeleitet, unter welchen Randbedingungen das genutzte Verfahren technologische und technisch-wirtschaftliche Vorteile besitzt und somit dessen Einsatz lohnend erscheint.

Abstract

To protect against abrasive and erosive wear, hard-facing is becoming increasingly important, because associated with wear-related planned and unplanned failure are wear stressed complex machines and large plants, which corresponds to a high economic loss. Established for the production of cost-effective protection against wear, wear protective plating has proven to be a robust coating process especially metal inert gas (MIG) and Open-Arc (OA) welding processes [Pen08]. With these processes usually dilution rates of 20-30% can be achieved, usually the layer quality decreases with increasing dilution. Therefore, a technical-economic objective is to combine an inexpensive MIG procedure while achieving a reduced degree of mixing.

A promising approach at this point is the use of regulated short arc gas metal arc welding (GMAW) processes for hard coating. The low energy short arc GMAW processes were originally used for soldering, welding and joining thin, partially coated steel and aluminum thin sheets. The modification of the short arc in these methods is regulated depending on the welding equipment manufacturers, either directly via the current source, mechanically by a reversing wire movement, or by a combination of mechanical and electronic control and thereby the maximum power during re-ignition of the arc is significantly lowered, as a result a much lower thermal influence on the base material can be achieved during the melting [N.N.08, Wes09, Wes11a, Wes12d].

Further advantages of short arc GMAW process over conventional GMAW processes in addition to the lower dilution and possible achievable hard phase refining are a much smaller expansion of the heat-affected zones (HAZ) as a result of reduced heat input, significantly less distortion of the coated components and in addition to this a lower temperature-induced residual stresses in manufactured layer. In support of the aim towards light-weight structures the method for producing weld plating on high-strength fine-grained steels such as grades S690 or S960 is interesting, due to the low HAZ expansion of correspondingly large residual carrying cross-section of the substrate material. The adjustable hard phase refining by short arc GMAW is expected to have an increased resistance to abrasive and erosive wear, particularly the wear attack of fine and very fine dust particles over the conventional methods.

In particular, high-strength structural components have not yet been without a massive loss of specific material and strength properties coated by welding in a single layer process. Therefore, the purpose of this work is to make a technological development of coating processes depending on the basic and additional material characteristics, taking into account the later purpose of use. For this purpose, selected filling wires hard based alloys are processed using a short arc GMAW process and subsequently qualified by metallographic and

tribological system wear technique and the type of material failure is represented. Since short arc GMAW process provide with respect to the welding process conditions special demands on the welding technology to be processed cored wire, therefore the development of special tubular wires for the production of wear-resistant coatings is presented. To qualify the abrasive-erosive wear properties of the generated layers sand blast wear tests (solid particle impingement) at room and elevated temperatures and a two body abrasive wear test is carried out with fine and very fine abrasive materials of different particle size, thereby the wear resistance of the metallurgical and welding technology of the set structure depending on the attacking particle can be analyzed and represented over a broad analysis spectrum. Additionally, the promising composite layer is subjected to a corrosion technical examination.

From the results obtained it is finally concluded, that under whatever conditions this method is used, it has technological and technical-economic benefits and thus its use seems worthwhile.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung.....	ii
Abstract.....	iv
Inhaltsverzeichnis	vi
Abbildungsverzeichnis	ix
Tabellenverzeichnis	xiii
1. Einleitung und Problemstellung	1
1.1. Ausgangssituation und Motivation.....	1
1.2. Zielsetzung und Aufbau der Arbeit	4
2. Verschleiß.....	6
2.1. Definition von Verschleiß	6
2.2. Verschleiß als tribologische Größe.....	7
2.3. Verschleißmechanismen.....	8
2.3.1. Abrasionsverschleiß.....	8
2.3.2. Adhäsionsverschleiß	9
2.3.3. Oberflächenzerrüttung (Ermüdungverschleiß)	10
2.3.4. Tribochemischer Verschleiß (Tribooxidation) und kombinierte Verschleißformen	11
2.4. Verschleißart Strahlverschleiß	11
3. Strahlverschleißbeanspruchte Maschinen und Anlagenkomponenten	15
3.1. Strahl- und Prallmühlen.....	15
3.2. Zykclone und Sieb in der Abscheide- und Aufbereitungstechnik	16
3.3. Schleusen und Absperreinrichtungen.....	17
3.4. Ventilatoren.....	18
4. Konventioneller Verschleißschutz vor abrasiv-erosivem Verschleiß.....	21
4.1. Standardverschleißschutzwerkstoffe.....	21
4.1.1. Hartlegierungen auf Fe-Basis mit arteigenen Hartphasen.....	24
4.1.1.1. Fe-Cr-C-Basishartlegierungen.....	25
4.1.1.2. Fe-Cr-B-Basishartlegierungen.....	27
4.1.2. Hartlegierungen auf Fe-Basis mit artfremden Hartphasen	28
4.1.3. Hartlegierungen auf Ni-Basis	29

4.2.	Standardverfahren zur Herstellung von Panzerungen	31
4.2.1.	Plasma-Pulver-Auftragschweißen	32
4.2.2.	Metall-Schutzgas- und OpenArc-Prozesse	34
5.	Hochleistungsverschleißschutzsysteme	36
5.1.	Entwicklung tribosystemangepasster Beschichtungswerkstoffe	37
5.1.1.	Hartauftraglegierungen für feindisperse Gefügeausbildung	39
5.1.2.	Pseudolegierungen mit hohem Hartphasenanteil	40
5.2.	Geregelter Kurzlichtbogen-Prozess	41
5.2.1.	Verschiedene GKL-B-Verfahren im Vergleich	44
5.2.2.	EWM-coldArc®-Prozess	46
6.	Untersuchungen	49
6.1.	Beschreibung der experimentellen Untersuchungsmethoden	60
6.1.1.	Metallografische Untersuchungsmethoden	60
6.1.1.1.	Lichtmikroskopische Untersuchungen	61
6.1.1.2.	Mikroanalytische Untersuchungen zur Prüfung der Oberflächentopologie	61
6.1.2.	Härteprüfung	62
6.2.	Beschichtungsprozesstechnik	62
6.2.1.	Anlagen- und Versuchsaufbau	62
6.2.2.	Auftragschweißungen	63
6.3.	Verschleißuntersuchungen	65
6.3.1.	Verschleißprüfung unter abrasiv-erosiver Beanspruchung	65
6.3.1.1.	Strahlverschleißprüfung	66
6.3.1.1.1.	Edelkorund	67
6.3.1.1.2.	Zementstaub	68
6.3.1.1.3.	Quarzmehl	71
6.3.1.2.	Hochtemperaturstrahlverschleißprüfung	73
6.4.	Korrosionsuntersuchungen	76
6.4.1.	Korrosion bei Industrieventilatoren	77
6.4.2.	Kombinierte Abrasions-Korrosionsprüfung (Miller-Test)	79
6.5.	Mechanisch-technologische Prüfung	82
7.	Auswertungen und technisch-wirtschaftliche Bewertung	85
7.1.	Schweißtechnische Qualifizierung und metallografische Auswertung	86

7.2.	<i>Verschleiß- und Korrosionsergebnisse.....</i>	92
7.3.	<i>Leichtbaupotenzial.....</i>	99
7.4.	<i>Technisch-wirtschaftliche Bewertung der Ergebnisse.....</i>	102
7.4.1.	<i>Abschmelzleistungen und Ausbringungsraten.....</i>	103
7.4.2.	<i>Schweißkostengesamtanalyse.....</i>	105
8.	Zusammenfassung und Ausblick.....	115
8.1.	<i>Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse</i>	116
8.2.	<i>Schlussfolgerungen und Ausblicke.....</i>	117
	Literaturverzeichnis	120
	Abkürzungsverzeichnis	141
	Symbolverzeichnis	143
	Anhang	148
	<i>Anhang 1: Untersuchungen zum Lochfraßkorrosionsverhalten</i>	148
	<i>Anhang 2: Partikelenergieerhaltung beim Strahlverschleiß</i>	150
	<i>Anhang 3: Verschleißbilder</i>	152
	Curriculum Vitae	163
	Publikationen	165

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Volkswirtschaftliche Bedeutung von Verschleiß in der BRD	1
Abbildung 2: Verschlossener, durch Schleißbleche geschützter Industrieventilator	2
Abbildung 3: Fertigungsvorteil mit Hochleistungsverschleißschutzsystemen	3
Abbildung 4: Verschleiß als Systemgröße	6
Abbildung 5: Aufbau eines tribologischen Systems	7
Abbildung 6: Verschleißmechanismus der Zweikörperabrasion	8
Abbildung 7: Verschleißmechanismus der Dreikörperabrasion	9
Abbildung 8: Verschleißmechanismus der Adhäsion	9
Abbildung 9: Verschleißmechanismus der Oberflächenzerrüttung	10
Abbildung 10: Verschleißmechanismus der Tribokorrosion	11
Abbildung 11: Erosionsverschleiß durch gasgeführte Partikel	12
Abbildung 12: Definitionen des Strahlverschleißwinkels	12
Abbildung 13: Verschleißarten in Abhängigkeit des Beanspruchungswinkels	12
Abbildung 14: Einfluss von Systemgrößen auf den Verschleiß	13
Abbildung 15: Verschleißschäden an einem FeCrC-gepanzten Rotor	15
Abbildung 16: Funktionsprinzip eines Schwerkraftsichters	16
Abbildung 17: Austrag- und Dosierschleuse an Druck- und Saugförderleitungen	17
Abbildung 18: Verschleißbilder an Schleusen	18
Abbildung 19: Verschlossene Industrieventilatoren	19
Abbildung 20: Laufrad und Strömungsprofil eines Radialventilators	19
Abbildung 21: Erosionsverschleiß an Laufrad-Schaufelkanten	20
Abbildung 22: Schäden durch Verschleiß an Industrieventilatoren	20
Abbildung 23: Typische Hartlegierungen im Ventilatorenbau	23
Abbildung 24: Dendritische Struktur in Hartlegierung auf Fe-Basis	25
Abbildung 25: Fe-Cr-C-Basishartlegierung mit Cr-Karbiden	26
Abbildung 26: TiC-verstärkte Fe-Cr-C-Mo-Legierung	27
Abbildung 27: Fe-Cr-B-Basishartlegierung mit Cr-Boriden	27
Abbildung 28: WSC-verstärkte Fe-Basislegierung	28
Abbildung 29: WSC-verstärkte Ni-Cr-B-Si-Legierung	30
Abbildung 30: PPA-Auftragschweißen	31
Abbildung 31: MSG-/OA-Auftragschweißen	32
Abbildung 32: Verfahrensprinzip des PTA-Auftragschweißens	33
Abbildung 33: Verfahrensprinzip des MSG-Auftragschweißens	34
Abbildung 34: Verschleißschutzmaßnahme durch Kornfeinung	37
Abbildung 35: Formgeschlossene Fülldrahtelektroden	39
Abbildung 36: VC-verstärkte Fe-Cr-Nb-V-B-C-Legierung	39

Abbildung 37: cWSC-verstärkte Fe-Basishartlegierung	40
Abbildung 38: Lage der Lichtbogenarten im U-I-Diagramm	42
Abbildung 39: Makroaufnahmen von FeCrCNb-Endkraterausbildungen	43
Abbildung 40: Prozessabhängiger Gefügevergleich von NiBSi + WSC.....	43
Abbildung 41: Prozessabhängige Hartphasenbildung an FeCrCNb-Legierung	44
Abbildung 42: Leistungsverläufe des Standard-Kurz- und coldArc®-Lichtbogens.....	46
Abbildung 43: EWM-coldArc®-Prozessablauf.....	47
Abbildung 44: Experimenteller Versuchsplan	50
Abbildung 45: Liquidusverhalten von DURMAT® 469-PTA + 59-PTA	51
Abbildung 46: Härtevergleich an FeCrC-Schleißblech	52
Abbildung 47: Gefügevergleich an FeCrC-Schleißblech	53
Abbildung 48: FeV12-Beschichtung nach Strahlverschleißbeanspruchung unter 10°	53
Abbildung 49: FeCrC-Schleißblech nach Strahlverschleißbeanspruchung unter 10°	53
Abbildung 50: Vorqualifizierung unter 10°-Schrägstrahlverschleißbeanspruchung	54
Abbildung 51: Vorqualifizierung unter 90°-Prallverschleißbeanspruchung	55
Abbildung 52: FeV12-Beschichtung nach 90°-Prallverschleißbeanspruchung	55
Abbildung 53: FeCrCB-Beschichtung nach 90°-Prallverschleißbeanspruchung.....	56
Abbildung 54: Querschliffe an neu entwickelten Fülldrahtelektroden	56
Abbildung 55: Querschliff an neu entwickelter FeCrB-Fülldrahtelektrode	57
Abbildung 56: Querschliff an neu entwickelter cWSC-verstärkter Fe-Fülldrahtelektrode....	57
Abbildung 57: Messprinzip der Flammenspektroskopie	59
Abbildung 58: Definition des Aufmischungsgrades	61
Abbildung 59: GKLB-Anlagenaufbau	63
Abbildung 60: EWM-Schweißbrenner.....	63
Abbildung 61: Strahlverschleißprüfung in Anlehnung an DIN 50320.....	66
Abbildung 62: Strahlverschleißprüfung	67
Abbildung 63: Edelmetall -45 +22 µm	68
Abbildung 64: Zementstaub und Edelmetall -45 +22 µm im Vergleich.....	69
Abbildung 65: Portlandkalksteinzement Fluvio 4.....	69
Abbildung 66: Partikelgrößenanalyse an Zementstaub.....	70
Abbildung 67: Abrasivgut-Partikelgeschwindigkeit.....	71
Abbildung 68: Partikelgrößenanalyse an Produktionsstaub aus der Aufbereitung	72
Abbildung 69: Quarzmehl und Zementstaub im Vergleich	72
Abbildung 70: Hochtemperaturkorrosion	74
Abbildung 71: Hochtemperaturstrahlverschleißprüfung	75
Abbildung 72: Quarzsand 12f	76
Abbildung 73: Miller-Test gemäß ASTM G75-07	79

Abbildung 74: Edelkorund F220	80
Abbildung 75: Flachzugproben-Geometrie	82
Abbildung 76: Makroaufnahme von Flachzugprobe	82
Abbildung 77: Material-Prüfmaschine vom Typ Z600H	82
Abbildung 78: Hochleistungsverschleißschutzsysteme für den Ventilatorenbau	85
Abbildung 79: Messung des coldArc®-Energieeintrags für FeCrC-Cladding	86
Abbildung 80: Makroskopischer Gefügeschliff an FeCrC-Auftragschweißung	87
Abbildung 81: Prozessabhängiger Gefügevergleich von NiCrBSi + WSC	88
Abbildung 82: Schliffbilder an WSC-verstärkter NiCrBSi-Auftragschweißung	88
Abbildung 83: Mikroskopischer Gefügeschliff an FeCrB-Auftragschweißung	89
Abbildung 84: Schliffbilder an cWSC-verstärkter Fe-Basis-Auftragschweißung	90
Abbildung 85: Schliffbilder an cWSC-verstärkter FeCrC-Auftragschweißung	90
Abbildung 86: Gefügevergleich von Fe-Basislegierungen + (c)WSC	90
Abbildung 87: FeCrNbVBC-Panzerung auf S960QL-Substrat	91
Abbildung 88: Schichthärten der hergestellten Verschleißschutzschichten	92
Abbildung 89: Ergebnisse der Strahlverschleißprüfung mit Edelkorund	93
Abbildung 90: Prozessvergleich anhand Strahlverschleißprüfung unter 10°	94
Abbildung 91: Prozessvergleich anhand Strahlverschleißprüfung unter 90°	94
Abbildung 92: Ergebnisse der Strahlverschleißprüfung mit Zementstaub unter 10°	95
Abbildung 93: Ergebnisse der Strahlverschleißprüfung mit Zementstaub unter 90°	96
Abbildung 94: Ergebnisse der Strahlverschleißprüfung mit Quarzmehl	97
Abbildung 95: Ergebnisse der Hochtemperaturstrahlverschleißprüfung	98
Abbildung 96: Ergebnisse der Miller-Prüfung	98
Abbildung 97: Wärmebeeinflussung des Substrats bei OA/MSG und GKLB	99
Abbildung 98: Härtevergleich in der WEZ	100
Abbildung 99: Spannungs-Dehnungskurven der Flachzugversuche	101
Abbildung 100: Relative Gesamtgewichte bei Direktpanzerung von 20 Leitschaufeln	101
Abbildung 101: Abschmelzleistungen untersuchter Verschleißschutzlegierungen	104
Abbildung 102: Ausbringungsraten untersuchter Verschleißschutzlegierungen	105
Abbildung 103: Zusammensetzung der betrachteten Beschichtungskosten	106
Abbildung 104: Zusammensetzung der schweißtechnischen Gesamtkosten	106
Abbildung 105: Relative Werkstoffpreise untersuchter Verschleißschutzlegierungen	107
Abbildung 106: Technische Zeichnung eines Industrieventilators	107
Abbildung 107: Beschichtungskosten untersuchter Verschleißschutzlegierungen	110
Abbildung 108: Beschichtungskostenraten untersuchter Verschleißschutzlegierungen	111
Abbildung 109: Materialkostensätze untersuchter Verschleißschutzlegierungen	112
Abbildung 110: Gesamtkosten untersuchter Verschleißschutzlegierungen	113

Abbildung 111: Gesamtkostenraten untersuchter Verschleißschutzlegierungen.....	114
Abbildung 112: Erfassung und Auswertung des elektrochemischen Rauschens	148
Abbildung 113: Qualitative Einzelpartikelenergieerhaltung beim Strahlverschleiß	150
Abbildung 114: Edeldorund	151
Abbildung 115: Verschleißbild an NiCrBSi + WSC	152
Abbildung 116: Verschleißbild an FeCrC-MSG.....	153
Abbildung 117: Verschleißbild an FeCrC-GKLB	154
Abbildung 118: Verschleißbild an FeCrB	155
Abbildung 119: Verschleißbild an SK 900-O.....	156
Abbildung 120: Verschleißbild an Fe-Basis + cWSC	157
Abbildung 121: Verschleißbild an FeCrC + cWSC.....	158
Abbildung 122: Verschleißbild an FeCrVC + WSC	159
Abbildung 123: Verschleißbild an FeCrVC + cWSC.....	160
Abbildung 124: Verschleißbild an FeCr ⁺ VC + cWSC ⁺	161
Abbildung 125: Verschleißbild an EIPA 480	162

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Zusammensetzungen von Eisen-, Nickel- und Kobaltbasislegierungen.....	22
Tabelle 2: Anwendungsbereiche von Stelliten® nach Legierungsanteilen	23
Tabelle 3: Konventionelle Werkstoffsysteme zum Verschleißschutz im Ventilatorenbau .	24
Tabelle 4: Übersicht der wichtigsten Metallkarbid-Typen	25
Tabelle 5: Eigenschaften der Legierungselemente von Nickelbasislegierungen	29
Tabelle 6: Konventionelle Verfahren zum Panzern von Industrieventilatoren.....	31
Tabelle 7: Mittlere Korngrößen typischer Abrasivgüter bei abrasiv-erosivem Verschleiß .	36
Tabelle 8: Eigenschaften handelsüblicher Fülldrahtelektroden	38
Tabelle 9: Werkstoffübergänge in Abhängigkeit der Lichtbogenart	42
Tabelle 10: Ausgewählte GKL-B-Prozesse nach Herstellern	45
Tabelle 11: Liquidusintervalle schmelzmetallurgisch untersuchter Legierungen	50
Tabelle 12: Übersicht fülldrahtbasierter Versuchswerkstoffe	57
Tabelle 13: (c)WSC-verstärkte Pseudolegierungen auf Fe-Basis	58
Tabelle 14: Eigenschaften untersuchter Referenzschleißbleche.....	58
Tabelle 15: XABO® 960	59
Tabelle 16: Chemische Analysen der Versuchswerkstoffe	60
Tabelle 17: Auswahl der Beschichtungsprozesstechnik.....	64
Tabelle 18: Zusammensetzungen eingesetzter Schutzgase.....	64
Tabelle 19: Prüfparameter der Strahlverschleißprüfung.....	67
Tabelle 20: Strahlverschleißprüfung mit Edelmetall	68
Tabelle 21: Strahlverschleißprüfung mit Zementstaub	69
Tabelle 22: Partikelgrößenanalyse an Zementstaub	70
Tabelle 23: Produktionsstaubanalyse aus der Aufbereitung	72
Tabelle 24: Strahlverschleißprüfung mit Quarzmehl	73
Tabelle 25: Eigenschaften des untersuchten Hartmetalls	73
Tabelle 26: Prüfparameter der Hochtemperaturstrahlverschleißprüfung.....	76
Tabelle 27: Korrosionsarten nach DIN EN ISO 8044:2015-12	77
Tabelle 28: Fördergasanalysen aus dem Bereich der Stahlherstellung	78
Tabelle 29: Prüfparameter der Miller-Prüfung	81
Tabelle 30: Prozessparameter der erzeugten Auftragschweißungen.....	87
Tabelle 31: Planimetrie an FeCrC-Auftragschweißung	87
Tabelle 32: Planimetrie an WSC-verstärkter NiCrBSi-Auftragschweißung	88
Tabelle 33: Eigenschaften der hergestellten Verschleißschutzschichten	91
Tabelle 34: Energieführung beim Auftragschweißen	100
Tabelle 35: Leichtbaupotenzial bei Direktbeschichtung von 20 Leitschaufeln	102
Tabelle 36: Relative Werkstoffpreise untersuchter Hartlegierungen	106

Tabelle 37: Werkstoff- und prozessabhängige Schweißzeiten.....	108
Tabelle 38: Anlagenspezifische Maschinenstundensätze	108
Tabelle 39: Werkstoff- und prozessabhängige Schutzgaswerte.....	109
Tabelle 40: Spezifische Werkstoffpreise untersuchter Hartlegierungen	112
Tabelle 41: Werkstoffkosten untersuchter Verschleißschutzlegierungen	113
Tabelle 42: Verschleißschutzlösungen im Vergleich.....	115
Tabelle 43: Eigenschaften von Verschleißschutzsystemen	118

1. Einleitung und Problemstellung

Durch abrasiven und erosiven Verschleiß an Bauteilen und Maschinenelementen beispielsweise im Bergbau [Pet10] sowie an Aufbereitungsanlagen, aber auch in der Zement- und Metallindustrie entstehen der Volkswirtschaft jährlich enorme Verluste. Allein in der Bundesrepublik Deutschland verursacht Verschleiß pro Jahr Schäden in Milliardenhöhe [Rei12, Ric89, The04b]. Bei einem anzunehmenden Anteil am Bruttoinlandsprodukt (BIP) von bis zu 5 % stellt Verschleiß für die Bundesrepublik (BIP₂₀₁₅ \approx 3,03 Billionen USD) einen monetären Schaden in Höhe von rund 150 Milliarden USD/a dar [Sta16]. Dies entspricht umgerechnet einem geldwerten Verlust von aktuell ca. 136,5 Milliarden EUR jedes Jahr [DAX16].



Abbildung 1: Volkswirtschaftliche Bedeutung von Verschleiß in der BRD (Stand: 2016, gemessen am BIP), in Anlehnung an [Ech13, Rei12]

Von diesem Verschleiß sind auch Industrieventilatoren während ihres Einsatzes betroffen, sodass neben technischen Revisionen eine regelmäßige Wartung und Instandsetzung notwendig ist. Diese aufwendigen Instandsetzungsmaßnahmen werden immer dann erforderlich, wenn einsatzrelevante Verdichtungsverhältnisse und/oder Fördergasvolumenströme durch massive Verschleißerscheinungen an den entsprechenden Strukturbauteilen nicht mehr erreicht werden können oder aber Unwuchten an den Laufrädern durch einen ungleichmäßigen Verschleißabtrag entstehen, die einen weiteren sicheren Betrieb ohne Folgeschäden an den entsprechenden Anlagen nicht mehr gewährleisten. Durch ein zwangsläufig zeitweises Stillstehen des Anlagenbetriebes und die damit verbundenen Produktionsausfälle entstehen der Industrie immense Kosten und resultierend daraus erhebliche volkswirtschaftliche Schäden. Um Instandhaltungskosten sowie Reparaturarbeiten zu reduzieren, ist daher ein langlebiger Verschleißschutz von großer Bedeutung.

1.1. Ausgangssituation und Motivation

Der Verschleiß an strahlverschleißbeanspruchten Maschinen und Anlagenkomponenten ist auf die im Fördergas mitgeführten Feststoffpartikel zurückzuführen [Goo70], da entsprechende Bauteile überwiegend in der grundstoffindustriellen Entstaubungstechnik wie zum Beispiel in Chemie- und Raffinerieanlagen oder in der Zement-, Stahl-, Spanholz- und Kunststofftechnik eingesetzt werden und daher die Förderluft mit feinen und dadurch hoch-

abrasiven Partikelstäuben beaufschlagt ist. Der Partikelangriff führt durch das Auftreffen auf die entsprechenden Strukturoberflächen wie Beschaufelung, Deck- und Bodenplatte zu einem erheblichen Verschleiß [Goo70]. Aufgrund der im Ventilatorenbau geforderten Verschleißreserve beziehungsweise notwendigen Schichtdicke und der zyklisch-dynamischen Verschleißbeanspruchung werden als Verschleißschutzlösungen zum aktuellen Stand der Technik schweißtechnisch aufgetragene Verschleißschutzschichten präferiert. Nachteilig hieran ist jedoch, dass die hochbelasteten Strukturbauteile aus hoch- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen (S690+, S960+), deren Einsatz erforderlich ist, um den hohen Umfangsgeschwindigkeiten beziehungsweise den daraus resultierenden großen Zentrifugalkräften durch hohe statische und zyklische/dynamische Festigkeiten standzuhalten, oftmals aufgrund der hohen Wärmeeinbringung konventioneller Beschichtungsverfahren nicht direkt beschichtet werden können. Die verwendeten Substrate werden durch die verfügbaren Beschichtungsverfahren wie das Plasma-Pulver-Auftragschweißen (PPA), OA-Verfahren [Pen08] und konventionelle MSG-Prozesse thermisch so stark beansprucht, dass ihre ursprünglichen mechanisch-technologischen Eigenschaften irreversibel verloren gehen und daher bei der konstruktiv-rechnerischen Auslegung der Anlagen als tragender Querschnitt nicht vollständig mitberücksichtigt werden können. Eine gegenwärtige Möglichkeit zur Reduzierung des auftretenden Verschleißes ist das Aufbringen vorgefertigter Schleißbleche bestehend aus einem Substratwerkstoff, auf den für den Anwendungsfall und entsprechenden Verschleißangriff angepasste Verschleißschutzlegierungen durch verschiedene schweißtechnische Beschichtungsverfahren aufgetragen werden.



Abbildung 2: Verschlissener, durch Schleißbleche geschützter Industrieventilator [Ven15]

Zum Einsatz kommen hierbei hochlegierte Eisen- und Nickelbasishartlegierungen, die in der Regel durch drahtgebundene Lichtbogen- oder pulvergebundene Plasmaverfahren [Som02] auf Substratwerkstoffe vom Typ S235, S355 (Baustahl) und in Ausnahmefällen S690 (Feinkornbaustahl) aufgebracht werden. Die so erzeugten Platten werden dann nach einer Konturanpassung an die jeweilige Bauteilgeometrie punktuell durch Schraub- oder Schweißver-

bindungen auf den Strukturbauteilen appliziert. Hierdurch entsteht durch den Substratwerkstoff der Schleißbleche, der lediglich einen Haftvermittler zum Verschleißschutzwerkstoff darstellt, ein zusätzliches Gewicht, welches wiederum erhebliche Mehrkosten beim Transport, Anlagenbetrieb, Energiebedarf, und Bau von Fundamenten etc. verursacht.

Eine verschleißschutztechnische Alternative zu den genannten konventionellen Verschleißschutzlösungen existiert weltweit zum aktuellen Stand der Technik noch nicht. Aus dieser Erkenntnis heraus ist die Idee gewachsen, beschichtungs- und beanspruchungsgerechte Hochleistungsverschleißschutzsysteme für feinabrasiv-erosive Verschleißbeanspruchungen zu entwickeln, die durch das direkte Beschichten hochbelasteter Strukturbauteile aus hoch- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen mit modernen energiereduzierten Schweißverfahren ein Leichtbaupotenzial bieten [Wes10b]. Können mit diesen Verfahren in Kombination mit der Entwicklung tribosystemangepasster Hochleistungsverschleißschutzlegierungen qualitative Schichten erreicht werden, die eine Aufmischung aufweisen, die mit PPA-generierten Auftragschichten vergleichbar ist, kann ein wesentlicher volkswirtschaftlicher Gewinn genutzt werden.

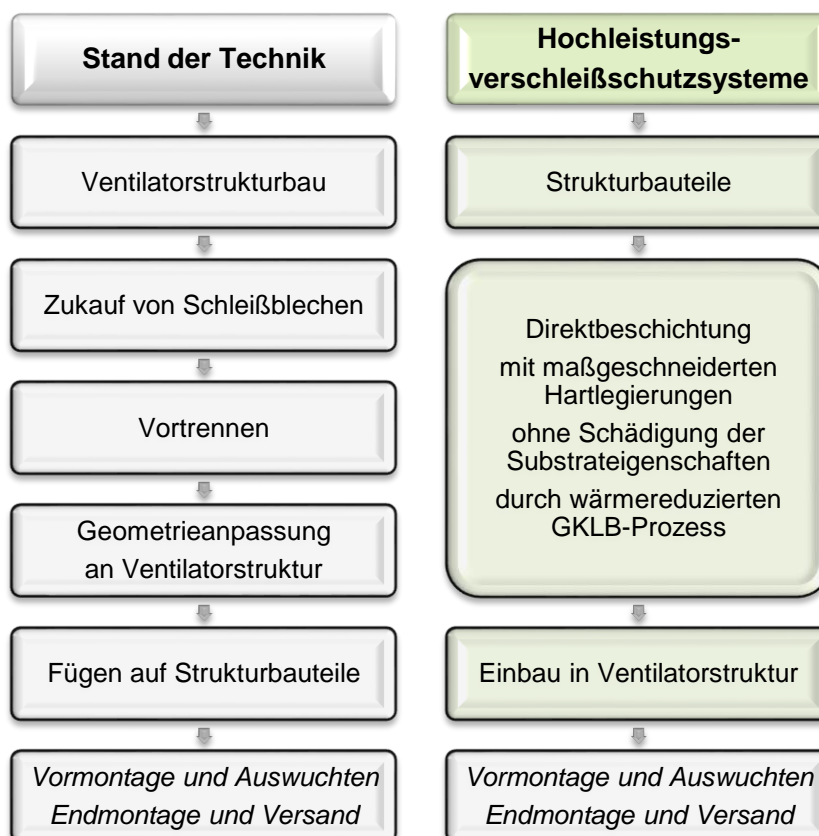


Abbildung 3: Fertigungsvorteil mit Hochleistungsverschleißschutzsystemen

Es konnte bereits gezeigt werden, dass durch den Einsatz der GKLB-Technik eine Feinung von in situ gebildeten Hartphasen möglich ist und hierdurch vor allem der Verschleißwider-

stand gegen feinen Erosiv-Abrasivverschleiß erhöht werden kann [Wes11a]. Außerdem ist durch die Entwicklung und den Einsatz tribosystemangepasster Fülldrahtelektroden für die explizite Verarbeitung mit GKL-B-Prozessen von einer Verbesserung der Schichtqualität auszugehen [Wes11a]. Neben einer deutlichen Standzeitverlängerung der neuartigen Beschichtungen wird hierdurch eine erhebliche Gewichtsreduzierung entsprechend gepanzerter Einzelteile beziehungsweise der betreffenden Gesamtanlagen erwartet.

1.2. Zielsetzung und Aufbau der Arbeit

Zur Umsetzung dieser Ziele ist zum einen die Entwicklung tribosystemangepasster Verschleißschutzlegierungen auf Ni- und Fe-Basis für den Einsatz unter hocherosiver Verschleißbeanspruchung durch feine Partikelstäube sowie die Entwicklung geeigneter Fülldrahtelektroden für das schweißtechnische Beschichten mittels moderner energiearmer drahtgebundener Schweißprozesse erforderlich. Zum anderen ist die technologische Entwicklung einer geeigneten Beschichtungsprozesstechnik zum energiearmen Panzern einschließlich entsprechender Werkstoff- und Verschleißqualifizierungen notwendig.

In der Arbeit wird zunächst ein breit angelegtes Fachfundament zur Einführung in das Arbeitsgebiet des Verschleißschutzes gelegt. Dies umfasst eine ausführliche Darstellung der wesentlichen Bereiche der Tribologie, Verschleißmechanismen in Kontaktvorgängen technischer Oberflächen sowie möglicher Verschleißerscheinungsformen, die hierbei auftreten, insbesondere die bei der Verschleißart des erosionsbedingten Strahlverschleißes. Bei der Darstellung und Charakterisierung von abrasiv-erosivem Verschleiß wird das Hauptaugenmerk auf die Verschleißerscheinungen bei Industrieventilatoren gelegt und es werden entsprechende Werkstoffkonzepte und Legierungssysteme vorgestellt, die sich aufgrund ihrer werkstoffspezifischen Zusammensetzung besonders für das Panzern solcher Bauteile eignen. Der Bogen zur Entwicklung von Hochleistungsverschleißschutzsystemen wird einerseits durch die Darstellung tribosystemangepasster Beschichtungswerkstoffe, andererseits durch die Darlegung der verfahrensbedingten Vorteile des GKL-B-Prozesses gegenüber konventionellen Verfahren zum Auftragschweißen geschlagen. Im Anschluss daran wird eine Qualifizierung der im Rahmen der Dissertation erzeugten Auftragschweißungen vorgenommen. Als Auswertemethoden werden hierzu metallografische Einzelschliffe aus Pendel- und Strichraupen genutzt, die hinsichtlich Matrix- und Makrohärte, Karbidverteilung, Nahtgeometrie und Anbindung beziehungsweise Aufmischungsgrad untersucht werden. Zur Bewertung der Verschleißperformance werden die erzeugten Verschleißschutzschichten im Strahlverschleißtest nach DIN 50332 unter explizit für den betrachteten Anwendungsfall ausgewählten Kornfraktionen gegenübergestellt. Darüber hinaus findet eine entsprechende Prüfung unter höheren Temperaturen (Hochtemperaturstrahlverschleißtest) zur Quantifizierung des Temperatureinflusses auf das erosive Verschleißverhalten der Schichtverbunde statt. Um das praxisrele-

vante Tribosystem zu erweitern, wird eine Vorauswahl erfolgversprechender Schichten ergänzend hierzu korrosionstechnischen Untersuchungen unterzogen. Anhand der erzielten Ergebnisse wird schließlich eine Auswahl besonders geeigneter Legierungen getroffen und es werden diese zusätzlich einer mechanisch-technologischen Untersuchung unterzogen, um das erwartete Leichtbaupotenzial entsprechender Hochleistungsverschleißschutzsysteme durch praxisrelevante Prüfverfahren zu verifizieren. Hierzu ergänzend folgt ein technisch-wirtschaftlicher Vergleich der Verschleißschutzlegierungen, bei dem sich vor allem auf die Werkstoff- sowie auf die durch die Schweißarbeit entstehenden Strom- und Schutzgaskosten als ökonomische Kriterien konzentriert wird. Im Schlussteil der Arbeit werden die erzielten Ergebnisse zusammengefasst und unter dem Aspekt des Leichtbaupotenzials kritisch bewertet. Des Weiteren sollten Erkenntnisse aus den Untersuchungen gewonnen und reflektiert und abschließend ein Ausblick auf die zukünftige Entwicklung der neuartigen Verschleißschutzsysteme gegeben werden.

2. Verschleiß

Verschleiß stellt in der Regel einen ökonomischen Wertverlust dar und ist deshalb in den meisten Fällen als unerwünscht zu betrachten. Nur in Einzelfällen können durch Verschleiß wertsteigernde technologische Formänderungen wie zum Beispiel bei formgebenden Bearbeitungs- oder beispielsweise durch Einlaufverschleißvorgänge hervorgerufen werden [Uet86]. In diesem Kapitel werden zunächst einige grundlegende Definitionen zum Verschleiß dargelegt sowie die unterschiedlichen Verschleißmechanismen und -arten voneinander abgegrenzt. Den einzelnen Verschleißarten können in Abhängigkeit der kinematischen Bedingungen sowie der Art und Form der Kontaktpartner und Zwischenstoffe jeweils mehrere Verschleißmechanismen zugeordnet werden [Uet86, Wes11c].

2.1. Definition von Verschleiß

Unter Verschleiß wird im engeren Sinne der fortlaufende Prozess eines Materialabtrags aus einem festen Körper verstanden. Nach DIN 50320 ist Verschleiß „der fortschreitende Materialverlust aus der Oberfläche eines festen Körpers, hervorgerufen durch mechanische Ursachen, d. h. Kontakt und Relativbewegung eines festen, flüssigen oder gasförmigen Gegenkörpers“ und stellt damit also den Masseverlust (Oberflächenabtrag) einer Werkstoffoberfläche durch schlagende, kratzende, rollende, schleifende, chemische und/oder thermische Verschleißbeanspruchung dar [Uet86]. Die am Verschleißprozess beteiligten Partner (Grund- und Gegenkörper sowie Zwischen- und Umgebungsmedien) charakterisieren durch ihre Stoff- und Formeigenschaften sowie die auftretenden Verschleißmechanismen in deren Wechselwirkung miteinander die Struktur des betrachteten Tribosystems [Bob13, Rei12].

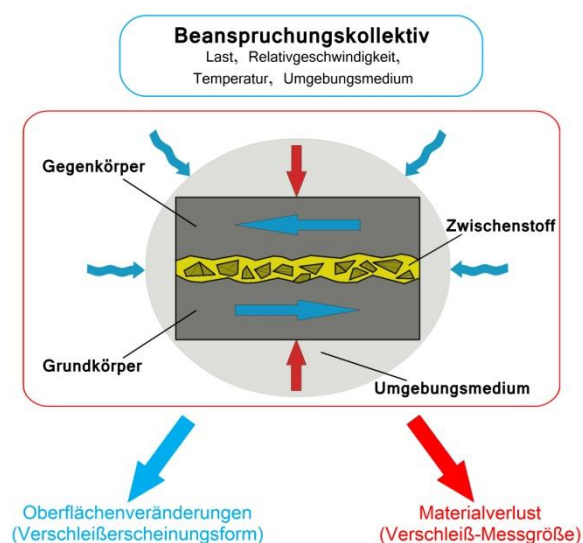


Abbildung 4: Verschleiß als Systemgröße, in Anlehnung an [Pet10]

Verschleiß äußert sich durch das Loslösen von Verschleißpartikeln sowie durch Stoff- und Formänderungen an der beanspruchten Oberflächenschicht [Uet86]. Meistens findet hierbei

eine Aktivierung physikalisch-chemisch-thermischer Prozesse (tribochemischer Verschleiß) statt. Die wesentliche Ursache für Verschleißerscheinungen ist eine mechanisch induzierte Energieeinwirkung. Sofern dem Verschleiß eine chemische beziehungsweise elektrochemische Ursache zugrundeliegt, wird von Korrosion gesprochen [Bob13, Uet86].

2.2. Verschleiß als tribologische Größe

Verschleiß kann daher nicht aus Werkstoffkennwerten abgeleitet werden, sondern stellt eine Werkstoffreaktion innerhalb des betrachteten Tribosystems dar [Rei12]. Nach [Czi15] ist „Tribologie die Wissenschaft und Technik von Wirkflächen in Relativbewegung und zugehöriger Technologien und Verfahren“. Damit einhergehend existiert eine Vielzahl an Reibungs- und Verschleißprozessen, die eine interdisziplinäre Zusammenarbeit von verschiedensten ingenieur- und naturwissenschaftlichen Gebieten voraussetzen, um entsprechende Materialverluste zu minimieren. Verschleiß und Reibung bilden die Kernbereiche tribologischer (örtlich begrenzter) Bauteilbeanspruchungen dar [Bob13, Wut87]. Unter Reibung wird die Systemeigenschaft verstanden, welche einen Bewegungswiderstand darstellt. Es ist die Kraft, die sich den in Relativbewegung wirkenden Bauteilen entgegensetzt [Som07, Som10, Som14]. Verschleiß stellt hingegen ein Grenzschichtproblem dar, welches durch die an der tribologischen Beanspruchung beteiligten Partner sowie durch deren Wechselwirkung miteinander beeinflusst wird [Bob13, Rei12]. Die Bewertung von Verschleißvorgängen setzt eine Berücksichtigung vielschichtiger Tribologievorgänge voraus, wonach eine umfassende Analyse mittel- sowie unmittelbar am Verschleiß beteiligter Komponenten erforderlich ist [Uet86]. Reibung und Verschleiß sind daher nicht als Stoffeigenschaften zu betrachten, sondern stellen zusammen mit dem Beanspruchungskollektiv eine Systemeigenschaft der am Verschleißprozess beteiligten Elemente dar [Czi74, Gro73, Hab76, Hab80, Hab82, Hei75, Wah48, Wut87].

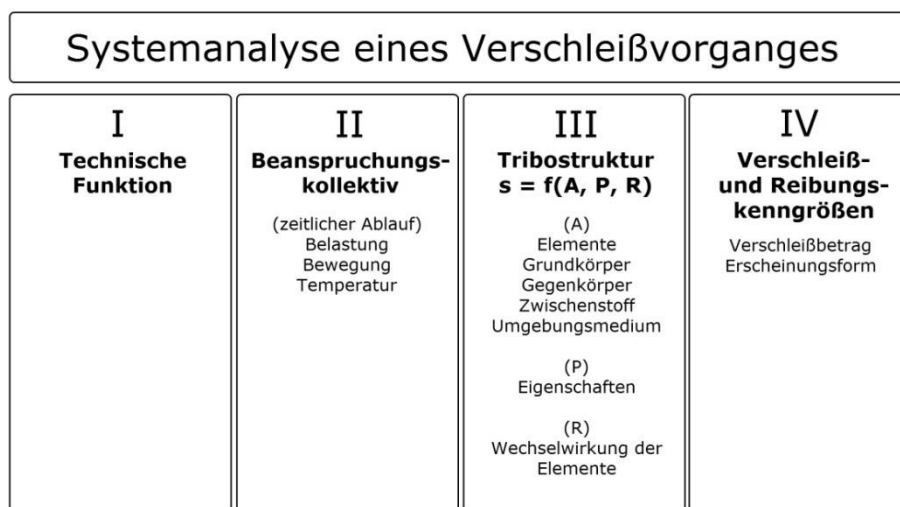


Abbildung 5: Aufbau eines tribologischen Systems, in Anlehnung an [Oli08]

Das Beanspruchungskollektiv setzt sich – mit zeitlichem Ablauf – zum einen aus physikalisch-technischen Beanspruchungsgrößen wie Normalkraft, Relativgeschwindigkeiten und Temperaturverhältnissen zusammen, zum anderen umfasst es die vorliegende Bewegungsform sowie sonstige herrschende Umgebungsbedingungen [Bob13, Gah89, Gro73, Hab76, Hab80, Rie06, Uet79, Uet86].

2.3. Verschleißmechanismen

Grundsätzlich sind für ein Verschleißbild verschiedene Grundmechanismen wie Abrasion, Adhäsion, Oberflächenzerrüttung beziehungsweise Werkstoffermüdung sowie tribochemische Reaktionen (Tribooxidation) und weitere kombinierte Verschleißformen verantwortlich. In der Regel treten diese Mechanismen parallel zueinander auf und nur in den seltensten Fällen liegt ein Verschleißmechanismus alleine vor [Som07, Som10, Som14].

2.3.1. Abrasionsverschleiß

Verschleiß durch Abrasion entsteht durch das Auftreffen eines Abrasionsstoffes auf einen festen Körper. Der Abrasivstoff kann hierbei in loser Form vorliegen, grob stückig oder auch feinkörnig sein. Als praktische Beispiele können hier die Bodenbearbeitung in der Landwirtschaft, Erdbewegungen mittels Radladers oder auch Ventilatoren in der Lüfterindustrie, welche partikelbeaufschlagte Stäube fördern, benannt werden [Som07, Som10, Som14]. Diese Art des Verschleißes kann allerdings auch durch Flüssigkeiten hervortreten, in denen das Abrasivmittel gelöst ist wie zum Beispiel Sand, welcher durch die Fließbewegung mit dem Festkörper in Berührung kommt und einen Materialabtrag verursacht. Den Abrasionsverschleißprozess können zwei oder drei Körper beziehungsweise Stoffe beeinflussen. Beim Zweikörperabrasivverschleiß wird grundsätzlich zwischen dem Gleit- und Stoßverschleiß unterschieden. Der Abrasiv-Gleitverschleiß kennzeichnet sich durch eine Tangentialbeanspruchung einer Werkstoffoberfläche (Grundkörper) durch ein abrasiv wirkendes Medium in gebundener oder loser Form. Der Stoßverschleiß erfolgt üblicherweise durch ein relativ grobes Abrasivkorn und tritt sowohl unter senkrechtem als auch schrägem Beanspruchungswinkel auf [Uet86].

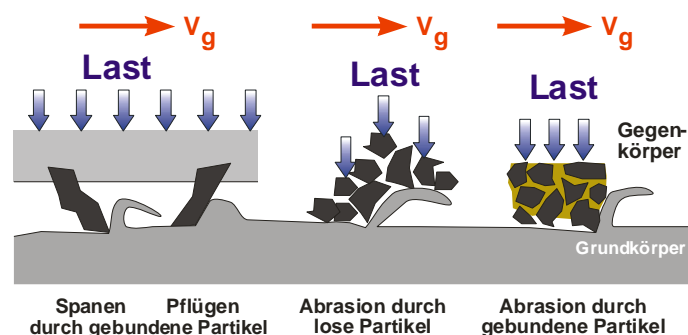


Abbildung 6: Verschleißmechanismus der Zweikörperabrasion [Wes10c]

Beim Dreikörperabrasivverschleiß kommt es durch teilweise oder vollständige Unterbrechungen des Tribokontakts nur zu einer indirekten beziehungsweise partiellen Beeinflussung zwischen Grund- und Gegenkörper. Die wesentliche Verschleißbeanspruchung der Festkörperoberflächen wird hier durch das abrasiv wirkende Zwischenmedium hervorgerufen [Uet86].

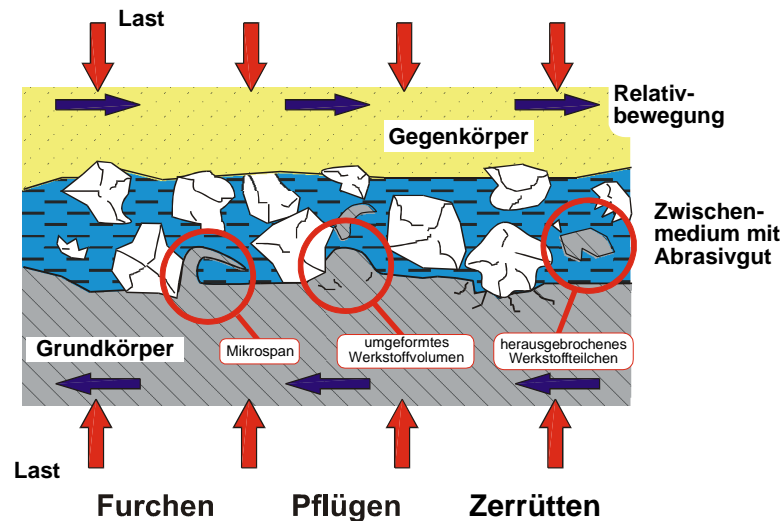


Abbildung 7: Verschleißmechanismus der Dreikörperabrasion [Rei12]

Abrasive und erosive Verschleißformen werden insbesondere charakterisiert durch die am Verschleißprozess beteiligten Abrasivstoffe, die den größten Einfluss auf die resultierende Verschleißhöhe haben. Die Abrasivität ist als integrale Verschleißgröße maßgebend für die Verschleißwirkung, in die neben dem Härteverhältnis zwischen Abrasivkorn und beanspruchtem Werkstoff folgende Abrasivgut-Eigenschaften eingehen [Uet86]:

- Härte und Festigkeit
- Größe und Größenverteilung bei multimodalen Abrasivgut-Kollektiven
- Form und Struktur

2.3.2. Adhäsionsverschleiß

Adhäsiver Verschleiß tritt durch die Pressung zweier Körper auf, welche eine flächige Relativbewegung zueinander ausüben.

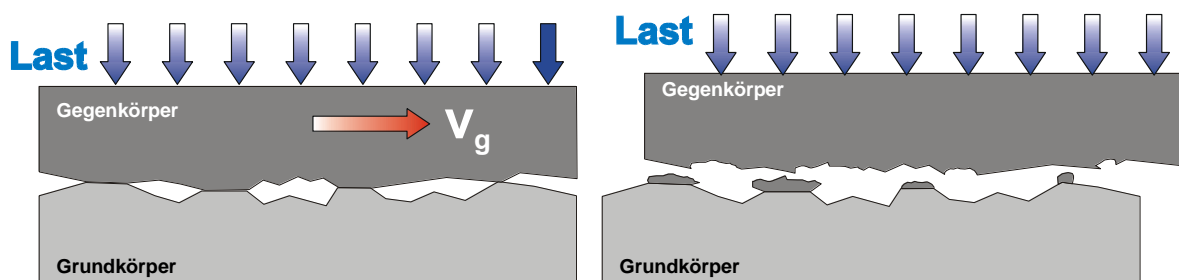


Abbildung 8: Verschleißmechanismus der Adhäsion [Rei12]

Auf molekularer und atomarer Ebene wirken sich hierbei die stofflichen Eigenschaften der Kontaktpartner aufeinander aus. Aufgrund der teilweise hohen lokalen Flächenpressungen werden Rauheitshügel abgetragen oder elastisch verformt, wodurch lokale Grenzflächenbindungen entstehen, welche auch als Kaltverschweißungen bezeichnet werden. Diese Verschweißungen können eine lokal höhere Festigkeit aufweisen und somit durch die Relativbewegungen Schäden an den Kontaktpartnern hervorrufen [Buc81, Czi15, Men08, Xu07]. Damit es zur Entstehung solcher Haftbrücken kommen kann, ist zunächst das Auflösen möglicher Zwischenschichten (Oxid-, Adsorptions- und/oder sonstiger Passiv- beziehungsweise Reaktionsschichten) notwendig [Buc81, Rei12, Xu07]. Adhäsionsverschleiß findet also durch Wechselwirkungen von sekundären Anziehungskräften oder Hauptvalenzbindungen statt und tritt daher vor allem bei metallisch „reinen“ Werkstoffoberflächen und ungenügender Schmierung auf [Buc81, For84, Rei12, Uet86].

2.3.3. Oberflächenzerrüttung (Ermüdungverschleiß)

Besonders beim Stoßen kommt es oftmals erst nach zyklischer lokaler Beanspruchung der Oberflächen zu Verschleißerscheinungen. Diese treten durch Oberflächenzerrüttung (Werkstoffermüdung) im entsprechenden Kontaktbereich in Erscheinung. Zerrüttung tritt bei kraft- und formschlüssiger Energieübertragung auf und kann neben Stoßvorgängen durch zyklische Beanspruchungen in Form von Rollbewegungen, Schwingungen und Schleifvorgänge entstehen [Rei12, Uet86]. Mit zunehmender Anzahl an plastischen Deformationsteilchen bilden sich mikroskopische Anrisse oder Grübchen, welche bei fortsetzender Belastung zu Ausbrechungen oder Rissen führen können [Som07, Som10, Som14].

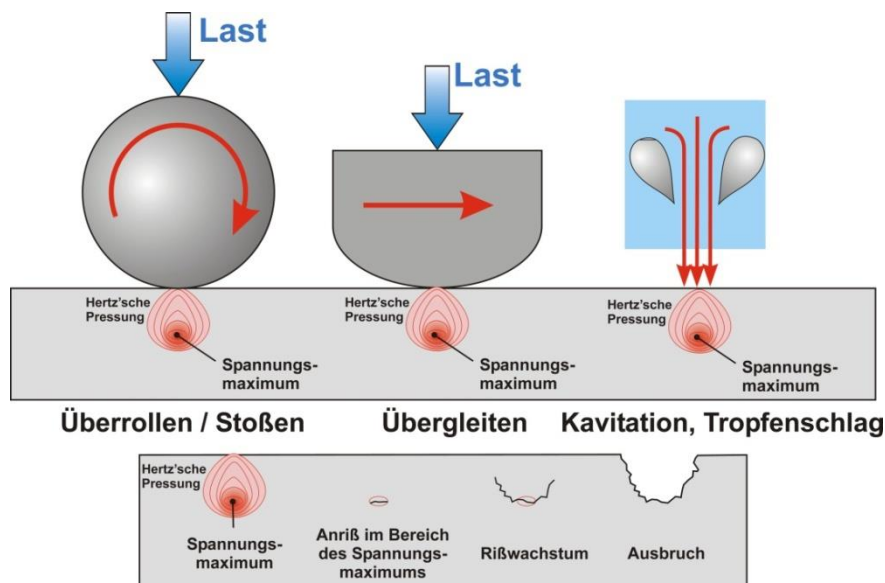


Abbildung 9: Verschleißmechanismus der Oberflächenzerrüttung [Wes10c]

Oft entsteht Ermüdungverschleiß infolge von Wälzbeanspruchungen durch die Bildung sogenannter „Pittings“ und ist daher stark oberflächenrauheitsorientiert [Rei12]. Bei sprödhär-

ten Werkstoffen und Stoßvorgängen mit hoher Energieeinwirkung können Mikrobrüche schon bei einmaliger Beanspruchung auftreten, wonach diese Werkstoffe besonders anfällig für die genannte Verschleißform sind [Rei12, Uet86].

2.3.4. Tribochemischer Verschleiß (Tribooxidation) und kombinierte Verschleißformen

Durch den Kontakt von Festkörpern miteinander und hierbei auftretende tribologische Beanspruchungen kann es an den Oberflächen zu chemischen Reaktionen kommen. Festkörper verschiedener Materialien lösen diese Reaktionen im Regelfall in Kontakt mit Schmierstoffen aus. Die Reaktionsbereitschaft der verwendeten Materialien erhöht sich durch die Veränderung des Energieniveaus und durch die Umgebungsluft. Hierbei entstehende Oxidschichten beschleunigen die Verschleißbildung [Som07, Som10, Som14, Xu07].

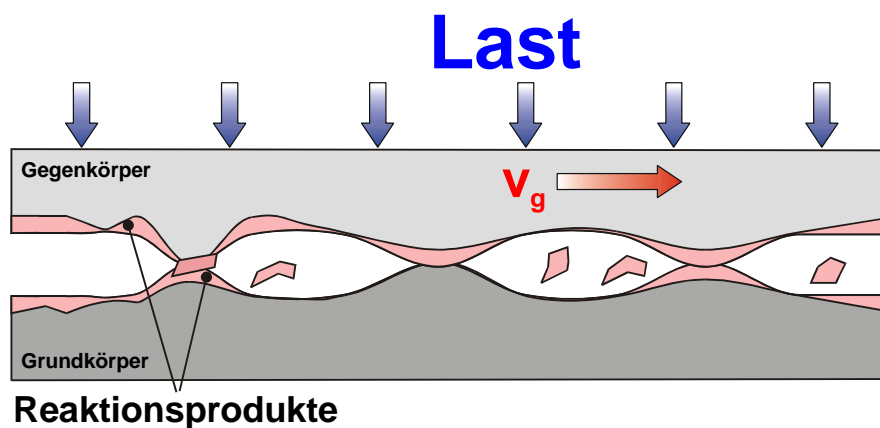


Abbildung 10: Verschleißmechanismus der Tribokorrosion [Wes10c]

Reaktionsschichten bilden sich vor allem bei geschmierten Bauteilen und werden überwiegend temperaturgesteuert durch Additivierung des betreffenden Schmierstoffes bewirkt. Tribochemischer Verschleiß spielt auch für Erosionsvorgänge durch die Bildung von Passivschichten eine wesentliche Rolle [Uet86].

2.4. Verschleißart Strahlverschleiß

In vielen industriellen Anwendungen wie zum Beispiel in pneumatischen Förderanlagen, der Stahl- oder Zementherstellung tritt die Verschleißart des Strahlverschleißes auf. Der Verschleiß zeigt sich beispielsweise auf den Schaufeltragflächen entsprechender Förderventilatoren oder in (partikelbeaufschlagten) fluidführenden Förderleitungen. Aufgrund der gegenüber anderen Verschleißarten relativ hohen Verschleißraten und der daraus folgenden großen wirtschaftlichen Bedeutung wurde dieses Gebiet des Verschleißes schon frühzeitig intensiv untersucht. Elementarer Prozess beim Strahl- beziehungsweise Erosionsverschleiß ist der unter einem beliebigen Beanspruchungswinkel auftretende Teilchenstoß gegen eine Werkstoffoberfläche, wodurch der Werkstoff elastisch oder elastisch-plastisch verformt wird.

Die durch ein gasförmiges Medium geführten stoßenden und furchenden Feststoffpartikel treffen auf die Oberfläche und rufen einen erosiv-abrasiven Verschleißabtrag hervor[Uet86].

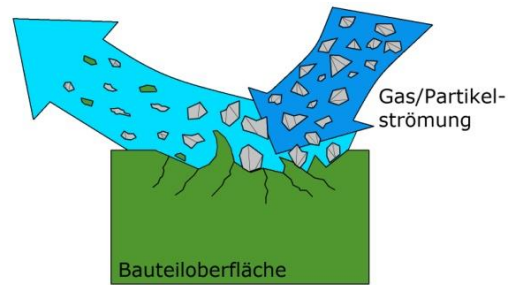


Abbildung 11: Erosionsverschleiß durch gasgeführte Partikel, in Anlehnung an [Fin60, Fin67, Oli08]

Dieser Abtrag wird maßgeblich durch den Beanspruchungswinkel des anströmenden Mediums beeinflusst. In Abhängigkeit vom Anströmwinkel α wird im Allgemeinen zwischen Gleitstrahl- ($\alpha = 0^\circ$), Schrägstrahl- ($0^\circ < \alpha < 90^\circ$) und Prallverschleiß ($\alpha = 90^\circ$) differenziert. Die frei fliegenden Partikel des gasgeführten Strahls verursachen je nach Beanspruchungswinkel stoßende und/oder furchende Werkstoffschädigungen [Fin60, Fin67, Gan79].



Abbildung 12: Definitionen des Strahlverschleißwinkels, in Anlehnung an [Ech13, Fin60, Fin67]

Der Werkstoffabtrag ist also abhängig vom Beanspruchungswinkel. Eine Änderung des Beanspruchungswinkels und damit des Verschleißmechanismus wird systemimmanent durch Muldenbildung hervorgerufen und tritt bei hohem Materialabtrag auf.

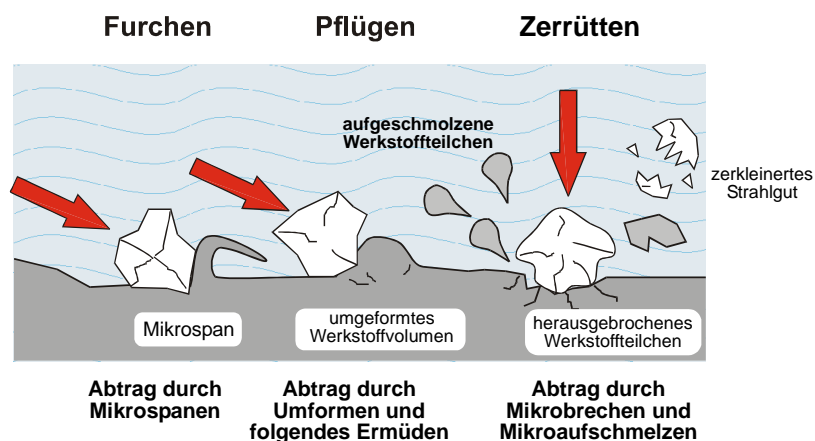


Abbildung 13: Verschleißarten in Abhängigkeit des Beanspruchungswinkels [Rei12]

Mit größer werdendem Anströmwinkel wechselt der Verschleißmechanismus vom Furchen und Pflügen zum Zerrütten der strahlverschleißbeanspruchten Werkstückoberfläche [Lev86].

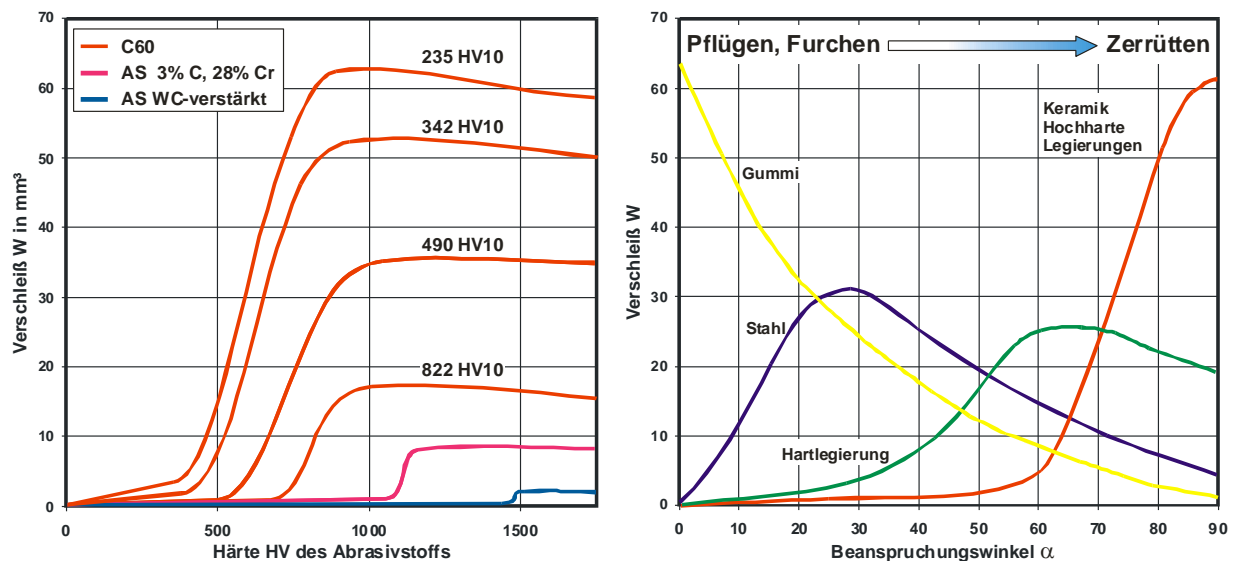


Abbildung 14: Einfluss von Systemgrößen auf den Verschleiß, links: Hoch-Tieflage-Verhalten beim Abrasionsverschleiß, rechts: Änderung der Verschleißart beim Erosionsverschleiß [Rei12]

Eine Variation des Beanspruchungswinkels und der damit einhergehenden Strahlverschleißart vom Gleit- und Schrägstrahl- bis hin zum Prallverschleiß ist gleichbedeutend mit einer Änderung der Verschleißperformance des beanspruchten Materials in Abhängigkeit seiner physikalischen Eigenschaften [Hol15, Oli08, Wal05]. Für Beanspruchungswinkel $\alpha < 30^\circ$ zeigen duktile Werkstoffe wie beispielweise unlegierte Stähle einen hohen Abtrag unter furchendem Verschleiß [Bit63a-b, Fin78, Hut89, Lap80, Lev86, Lev99, Wal05], während harte Materialien empfindlich auf Prallverschleiß und unempfindlich auf Gleitstrahlverschleiß reagieren [Wal05]. Bei sprödharten Werkstoffen ist der Ermüdungverschleißwiderstand aufgrund ihres niedrigeren Energieabsorptionspotenzials deutlich geringer [Wal05]. Elastomere weisen dagegen unter Gleitstrahlverschleiß einen hohen Verschleißabtrag auf und bieten unter Prallverschleißbeanspruchung aufgrund ihres elastischen Werkstoffverhaltens eine erhöhte Verschleißbeständigkeit [Ech11, Hol15, Oli08, Wal05].

Als weitere entscheidende Einflussfaktoren des Werkstoffverhaltens beim Strahlverschleiß sind neben dem Beanspruchungswinkel insbesondere

- das Beanspruchungsprofil wie
 - Fluid-/Partikelgeschwindigkeit und
 - Strömungsprofil,
- Umgebungsbedingungen wie
 - Temperatur und
 - Gasart (Korrosion),

- das Härteverhältnis zum Abrasivgut
- die Werkstoffeigenschaften wie
 - Härte,
 - Elastizitätsmodul,
 - Mikrogeometrie und Gefügehomoogenität (insbesondere Zeilenabstände bei hartstoffhaltigen Werkstoffen)

sowie die Partikeleigenschaften (Härte, Größe/Größenverteilung und Form) des eingesetzten Abrasivums zu nennen [Bit63a-b, Ech11, Fin78, Gan79, Hol15, Lev86, Oli08, Wal05].

3. Strahlverschleißbeanspruchte Maschinen und Anlagenkomponenten

Die beim Strahlverschleiß herrschenden Strömungsgeschwindigkeiten des partikelbeaufschlagten Gases liegen in einem Bereich, in dem Verschleiß durch das Trägergas selbst vernachlässigt werden kann. Typische einer solchen Verschleißbeanspruchung ausgesetzten Maschinen und Anlagenkomponenten sind vor allem

- Prall- und Schlagrad-Mühlen,
- Zyklonabscheider,
- Wärmetauscher und Absperreinrichtungen sowie
- Rotationsprallmühlen und Industrieventilatoren [Uet86].

3.1. Strahl- und Prallmühlen

Zum Mahlen hochabrasiver Materialien wie zum Beispiel von Mineralgestein, verschiedenen Sande oder auch Gläsern finden hauptsächlich Prallmühlen beziehungsweise sogenannte Rotationsbrecher-Anlagen Anwendung. Diese Anlagen sind in der Lage, hochharte Güter in wirtschaftlichen Zerkleinerungsraten bei gleichzeitig geringem Verschleiß der betroffenen Anlagenkomponenten zu brechen. Das zu brechende Gut wird der Rotationsmühle mengenkontrolliert über einen Kaskadentrichter primär einem durch Auftragschweißen verschleißgeschützten Rotor zugeführt, der das Zerkleinerungsgut in die Brechkammer schleudert. Über eine Sekundärzufuhr wird ein zweiter Materialmassenstrom direkt in den autogenen Brecher geleitet, der mit dem durch den Rotor auf Geschwindigkeiten von bis zu 85 m/s beschleunigten Material zusammentrifft und sich so gegen sich selbst zerkleinert [N.N.09, Oli08].



Abbildung 15: Verschleißschäden an einem FeCrC-gepanzten Rotor, in Anlehnung an [Rei12]

Die freifliegenden und tangential am Rotormantel vorbeiströmenden Partikel verursachen einen massiven erosiven Verschleißangriff, der Auswaschungen und Materialanbackungen am Rotor hervorruft, die wiederum zu Unwuchten des rotierenden Bauteils führen. Weiterhin kommt es an den gepanzerten Auslässen der Anlage zu Verschleißschäden durch die den

Rotor radial verlassenden Partikelströme. Die Schäden am Gutauslass sind relativ kostengünstig zu beheben, da sich die entsprechenden Verschleißteile aufgrund der Segmentbauweise des Rotors mit geringem fertigungstechnischen Aufwand manuell austauschen lassen. Die Verschleißschäden am Umfang sind hingegen nur durch regeneratives Auftragschweißen und anschließendes Neuauswuchten des Gesamtrors zu beseitigen, was ein vollständiges Ausbauen des Bauteils erforderlich macht und damit einen hohen Zeit- und Kostenaufwand für den Anlagenbediener bedeutet. Für die Reparaturschweißungen kommen überwiegend Fe-basierte Fülldrahtwerkstoffe mit arteigenen Hartphasen ($M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_6C , M_3C) zum Einsatz [Buc05, Cho08, Cor09, Oli08, Vei13].

3.2. Zyklone und Sichter in der Abscheide- und Aufbereitungstechnik

Von abrasiv-erosivem Verschleiß sind auch Hydrozyklone betroffen, bei denen vor allem die fluidführenden Komponenten der Innenwandung sowie des Konusteils, aber auch der Tauchdüse, durch die das geförderte Material den Zyklon wieder verlässt, einem starken Verschleißangriff ausgesetzt sind [Cle61]. Wenn durch Sieben keine ausreichende Auftrennung von Kornfraktionen mehr möglich ist, findet in der Aufbereitung, aber auch in der Abscheidetechnik wie zum Beispiel in der chemischen und zementherstellenden Industrie das Sichten Anwendung [Kil13]. (Wind-)Sichter dienen einerseits zur Feinkornfraktionierung von Partikelteilchen gleicher Werkstoffdichte, andererseits werden sie zum Sortieren von Teilchen mit unterschiedlichen Dichten eingesetzt [Kil13]. Nach der zugrundeliegenden Kräfteart wird zwischen Schwerkraft-, Streuwind- und Fliehkraftsichtern differenziert [Kil13]. Die Trennkorngrößen beim Sichten liegen je nach Verfahren und Stoffart bei etwa 2 μm bis zu wenigen Millimetern [Kil13].

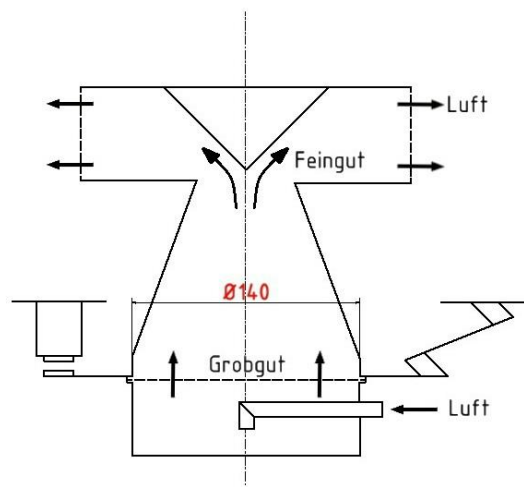


Abbildung 16: Funktionsprinzip eines Schwerkraftsichters, in Anlehnung an [Kil13]

Zum Verschleiß in Sichtern in der Abscheide- und Aufbereitungstechnik kommt es insbesondere am Leitschaufelkorb, an den Leitschaufeln selbst, an den Gasein- und -austrittsstutzen

sowie schließlich an den Sichträdern [N.N.13b]. Neben konventionellen Verschleißschutzlösungen wie zum Beispiel der Herstellung betroffener Bauteile aus Hartmetall oder einer Auskleidung mit entsprechenden (verschleißschützenden) Hochleistungskeramiken (sog. „Ingenieurkeramiken“ wie Al_2O_3 , B_4C , SiC , ZrO_2 o. ä.) ist auch die schweißtechnische Panzerung mit geeigneten Verschleißschutzlegierungen denkbar [N.N.13b].

3.3. Schleusen und Absperreinrichtungen

Zellenradschleusen dienen zur Einspeisung, Dosierung und Austragung von fein- bis staubkörnigen Stoffen und Granulaten [Oli08]. Je nach Funktion und Aufbau kann im Allgemeinen zwischen Austrag-, Räumrad-, Tangential-, Durchlass-, Injektor-, Messer- und Filterschleusen unterschieden werden [För09]. Durch einen Rotor, der eine bestimmte Anzahl an Rotorblättern aufweist, wird durch eine gleichmäßige Aufnahme von Schüttgut der einzelnen Rotorzellen unterhalb der Einlassöffnung ein volumetrisch kontinuierlicher Partikelstrom gewährleistet, der anschließend beispielsweise einem sekundären Gasförderstrom zugeführt werden kann [Oli08]. Die Förderleistung entsprechender Schleusen hängt im Wesentlichen von der Rotordrehzahl sowie vom mengenmäßigen Inhalt der Förderzellen des Rotors ab [Oli08]. Eine Trennung zwischen Förder- und Gegenstromrichtung wird durch eine möglichst geringe Abstandstoleranz des Rotors zum umliegenden Gehäuse realisiert, die jedoch noch ausreichend groß genug sein muss, um eine mögliche Wärmeausdehnung des Rotors bauteilgeometrisch zu berücksichtigen [Oli08].

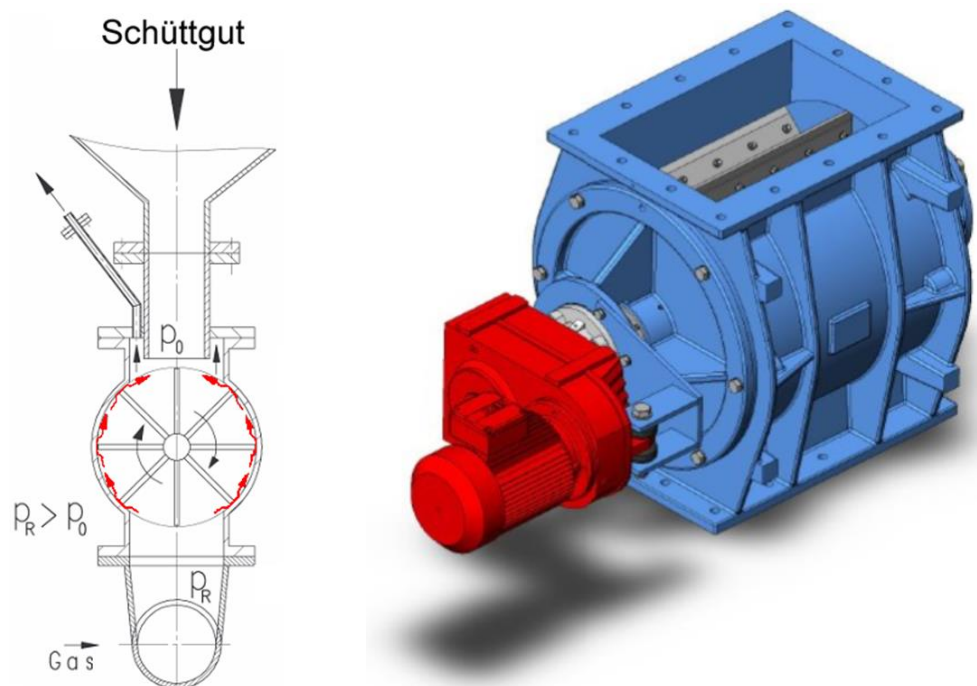


Abbildung 17: Austrag- und Dosierschleuse an Druck- und Saugförderleitungen [Rei12, N.N.16c]

Da der Förderdruck p_R im Verhältnis zum Umgebungsdruck (p_0) wesentlich höher ist, kommt es am Arbeitsspalt zwischen Rotor und Gehäuse zwangsläufig zu einem Druckausgleich

[Oli08]. Durch Relativbewegungen geförderter Feststoffpartikel zwischen den Rotorkammern wird in Richtung des entstehenden Druckgefälles ein erheblicher Erosionsverschleiß sowohl an der Gehäusewandung als auch am Rotor verursacht [Oli08].



Abbildung 18: Verschleißbilder an Schleusen, links: Abstreifer einer Austragschleuse, Mitte: Rotorsteg (Zellenrad) einer Tangentialschleuse, rechts: Flansch einer Zellenradschleuse [Rei12]

Da der Werkstoffabtrag am Spalt häufig bereits nach kurzen Betriebszeiten zu einer Abnahme des mechanischen Wirkungsgrades führt, werden Zellenradschleusen in der Regel durch schweißtechnisch hergestellte Auskleidungen der Gehäuse-Innenwand sowie durch Panzern der Rotorstege verschleißtechnisch geschützt, um derartigen Schädigungen vorzubeugen [Oli08]. Aufgrund oftmals unzureichender Kenntnisse der Hersteller entsprechender Anlagen sind diese Verschleißschutzmaßnahmen meist mit einem hohen fertigungstechnischen und finanziellen Aufwand verbunden und können genaue Vorhersagen über die zu erwartenden Standzeiten eingesetzter Schleusen getroffen werden.

3.4. Ventilatoren

Beim Einsatz von Industrieventilatoren wird anwendungsspezifisch zum einen zwischen Umwälz- und Förderventilatoren unterschieden, die überwiegend für das Befördern und Umverteilen gasförmiger Medien verwendet werden, zum anderen bilden verschleiß- und explosionsgeschützte Ventilatoren einen großen Bereich. Die Einsatzgebiete reichen daher von der Entstaubungs- und Prozessgasreinigungs- sowie Abluftbehandlungsanlagentechnik über Be- und Entlüftungs-, Heizungs- und Klimatisierungs- bis hin zu Recycling- und Abfallaufbereitungsanlagen. Typischerweise finden Industrieventilatoren daher in folgenden Bereichen der chemischen und technischen Industrie Anwendung [Oli08]:

- Holz-/Papier-, Textil-, Kunststoff- und (Synthese-)Kautschukindustrie
- Müll- und Abfallverbrennungstechnik
- Stahlindustrie
- Bergbautechnik und Zementindustrie

Verschleißgeschützte Industrieventilatoren weisen Laufraddurchmesser von wenigen Zentimetern bis hin zu 20 m auf [Oli08].



Abbildung 19: Verschlossene Industrieventilatoren, links: Laufrad aus der Holzindustrie, rechts: verschleißgeschützter Ventilator für die Zementindustrie [Ven15]

Für die Gehäusekonstruktionen entsprechender Anlagen kommen üblicherweise verschleißfeste (Vergütungs-)Stähle wie beispielsweise creusabro®, Dillidur®, HARDOX® oder XAR® zum Einsatz, deren mechanisch-technologische Eigenschaften durch gezieltes Härten (Martensitbildung) und im Einzelfall anschließendes Anlassen zur Erhöhung der Zähigkeit eingestellt werden [Oli08]. Aufgrund der im Betrieb wirkenden hohen dynamischen Lasten werden für die Strukturbauteile beziehungsweise Laufräder größtenteils hochfeste Feinkornbaustähle der Güten S690 bis S960+ (tw. S1100MC) verwendet. Um das Bodenblech und die verschleißbeanspruchten Ventilatorschaufeln vor hochabrasiv-erosivem Verschleiß zu schützen, werden die Strukturwerkstoffe meist durch schweißtechnisch aufgetragene Schutzschichten gepanzert. Im Bodenbereich führt die in der Regel partikelbeaufschlagte Einlaufströmung innerhalb des Laufrades zu einem radialen Verschleißweg, der sich letztlich als Prallverschleiß auswirkt und zu massiven Verschleißschädigungen des Ventilators führt [Oli08].

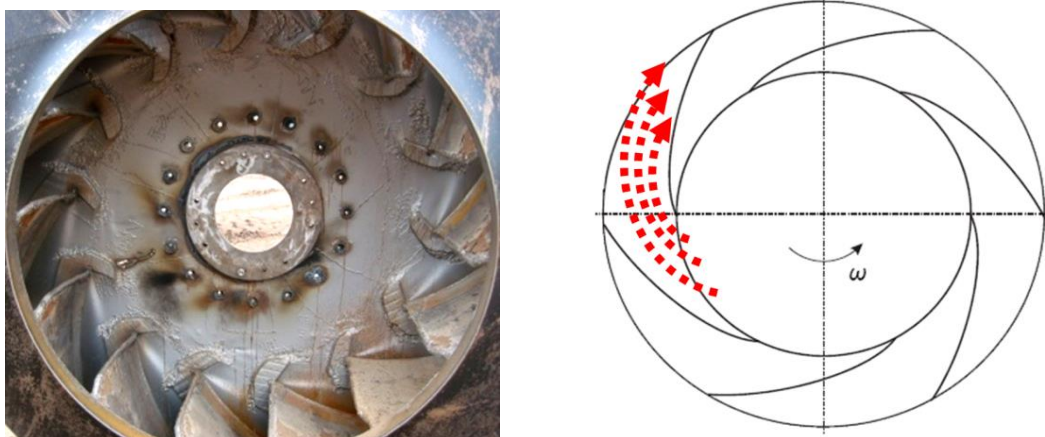


Abbildung 20: Laufrad und Strömungsprofil eines Radialventilators [Dur12, Rei12, Ven12]

Insbesondere an den Leitschaufelkanten sowie an Bereichen, wo turbulente Strömungen auftreten, kommt es bei feinerosiver Beanspruchung zu massiven Verschleißerscheinungen.



Abbildung 21: Erosionsverschleiß an Laufrad-Schaufelkanten [Ven15]

Während sich der Verschleiß an den senkrecht zur Strömungsrichtung ($\alpha \approx 90^\circ$) ausgerichteten Schaufelkanten und Lüfterbodenblechen in einer reinen Prallverschleißbeanspruchung äußerst, unterliegen die Bauteiloberflächen im Bereich der Leitschaufeln und Austrittskanten aufgrund der flach verlaufenden Strömungsbahnen sowohl einem Gleit- ($\alpha \approx 0^\circ$) als auch Schrägstrahlverschleiß ($0^\circ < \alpha < 90^\circ$) [Oli08].



Abbildung 22: Schäden durch Verschleiß an Industrieventilatoren: Auswaschungen an Lüfterbodenblechen (links) und Lüferschaufeln (Mitte) sowie am Kantenbereich (rechts) [Ven15]

Zudem verursachen Verwirbelungen in Strömungsrichtung oftmals tiefe Auswaschungen am Bodenblech und auf den Schaufeloberflächen, aber auch im (Austritts-)Kantenbereich der Ventilatoren, was in Verbindung mit der Ausbildung von Rissen und Verschleißkanälen in der Regel mit schweren Materialanbackungen an den entsprechenden Strukturelementen verbunden ist, die schließlich zu Unwuchten und starken Vibrationen der Laufräder führen und damit zusätzlich entstehenden Verschleiß begünstigen [Oli08].

4. Konventioneller Verschleißschutz vor abrasiv-erosivem Verschleiß

Um dem Verschleiß im Ventilatorenbau entgegenzuwirken, werden häufig Panzerungen aufgeschweißt oder Schleißbleche auf die entsprechend anfälligen Teile aufgeschraubt. Dies liegt in der geforderten Verschleißreserve beziehungsweise der erforderlichen Schichtdicke sowie der zyklisch-dynamischen Verschleißbeanspruchung der entsprechenden Beschichtung begründet, wonach als Verschleißschutzmaßnahmen in diesem Anwendungsbereich schweißtechnisch aufgetragene Schutzschichten bevorzugt eingesetzt werden [Pet08, Wes08a]. Dies führt allerdings zu einer extremen Gewichtszunahme und verringert den aerodynamischen Wirkungsgrad. Geschweißte Panzerungen weisen eine sehr hohe Rauigkeit auf, wodurch ebenfalls die Aerodynamik gestört wird. Außerdem wirkt die größere, raue Oberfläche negativ auf den Verschleiß, da lokale Rissbildungen einen Partikelstrahlverschleiß fördern, korrosive Medien eindringen können und Staubanbackungen leichter haften bleiben. Durch eine Wanderung unterhalb der Panzerung wird der Verschleiß gefördert und der Materialabtrag enorm beschleunigt. Im Großventilatorenbau besitzt die dargestellte konventionelle Verschleißschutzlösung zudem eine Vielzahl weiterer Nachteile:

- Da nur wenige Werkstoffvarianten existieren, ist einerseits die Verfügbarkeit spezieller Verschleißschutzeigenschaften der Panzerungen zum aktuellen Zeitpunkt nicht verfügbar.
- Andererseits lässt sich die beim Erosionsverschleiß durch den Angriff feiner Staubpartikel benötigte Hartphasenmorphologie (Gefügeausbildung, Hartphasenabstände und -größe betreffend) durch die bisher eingesetzten schweißtechnischen Beschichtungsverfahren so nicht realisieren.
- Im Weiteren können die hoch- bis ultrahochfesten Strukturwerkstoffe (S690 bis S960+) in der Erstpanzerung größtenteils nicht direkt beschichtet werden, da die hohe thermische Beanspruchung durch die herkömmlich eingesetzten Verfahren (PPA, MSG/OA) die mechanisch-technologischen Eigenschaften der tragenden Strukturelemente in der Regel irreversibel schädigt.

4.1. Standardverschleißschutzwerkstoffe

Durch das Beschichten von Bauteilen mit Auftraglegierungen ist eine Funktionstrennung der sicherheits- und festigkeitsrelevanten mechanisch-technologischen Eigenschaften des Substratwerkstoffes von den Verschleiß- und Korrosionseigenschaften des aufgetragenen Zusatzwerkstoffes möglich [Wei11, Wes08a]. Unter den mehrphasigen Verschleißschutzwerkstoffen haben sich vor allem die Eisen-, Nickel- und Kobaltbasishartlegierungen bewährt, die neben ihrer hohen Schichthärte eine ausreichende Zähigkeit aufweisen [Dav00]. Bei den in

den Hartlegierungen auftretenden Hartstoffen handelt es sich um Verbindungen beziehungsweise Phasen mit einer Mindesthärte von 1.000 HV 10 [Sch88]. Art, Ausbildung, Größe und Verteilung der Hartstoffe sind maßgeblich für die resultierenden Werkstoffeigenschaften verantwortlich. Die Legierungen werden zumindest immer teilweise schmelzmetallurgisch hergestellt [Lau15] und bestehen aus einem Matrixwerkstoff, in den (halb-)metallische oder auch nichtmetallische Hartphasen eingebunden sind. Für die schweißtechnischen Beschichtungsverfahren sind aufgrund ihrer mechanisch-technologischen (Härte, Zähigkeit) beziehungsweise metallurgischen Eigenschaften (Benetzungsvermögen etc.) vor allem die metallischen Hartstoffe von besonderer Bedeutung. Um verschleißbeständige Legierungen zu erzeugen, werden den Basismetallen (Fe, Ni, Co) Elemente wie Chrom, Molybdän, Wolfram und Vanadium, aber auch beispielsweise Titan und Niob zugesetzt.

Tabelle 1: Zusammensetzungen von Eisen-, Nickel- und Kobaltbasislegierungen, in Anlehnung an [Buc05, Cho08, Cor09, Dav00, Lug93, Oli08, Pra15, Ric90, Sch15, Vei13, Wes17b, Yao06]

Matrix	Hartstoffbildner	Metalloide	Matrizelemente	Hartstoffe
Fe	Cr (Mo, W, V)	C (B, Si)	Mn, Co, Ni	M ₂₃ C ₆ , M ₇ C ₃ , M ₆ C, M ₃ C
Ni	Cr (W, Mo)	B, Si (C)	Fe, Cu, Co, Mn	Ni ₃ B, Ni ₃ Si, CrB
Co	Cr, W (M, V, Nb)	C (B, Si)	Ni, Fe, Cu, Mn	M ₂₃ C ₆ , M ₇ C ₃

Kobaltbasislegierungen weisen eine gute Oxidationsbeständigkeit sowie eine hervorragende Eigenschaftsbeständigkeit bei hohen Arbeitstemperaturen auf. Hierdurch ist der Einsatz bei Temperaturen von 700-1.000 °C ohne nennenswerte Eigenschaftsverluste möglich, womit die Einsatztemperatur solcher Legierungen über der von Nickelbasislegierungen liegt. Daneben zeichnen sich Hartlegierungen auf Co-Basis ebenfalls durch einen hohen Widerstand gegen Abrasion, Erosion und Korrosion aus, allerdings liegt ihr Anwendungsschwerpunkt überwiegend bei adhäsiven Verschleißbeanspruchungen. Demgegenüber stehen jedoch insbesondere gegenüber Fe-Basislegierungen hohe Werkstoffpreise entsprechender Hartlegierungen. Als weitere Nachteile sind die toxische, allergene und vor allem karzinogene Wirkung von Kobaltbasislegierungen zu benennen. Daher ist von ihrem Einsatz in offenen Systemen wie beispielsweise in luftfördernden Maschinen und Anlagen aus sicherheitsrelevanten Gründen abzusehen. Einsatz finden Co-Basislegierungen deshalb vor allem als Innenpanzerungen von Salz- und Laugenpumpen, bei der Beschichtung von Warmstanzwerkzeugen und Extruderschnecken sowie für Auskleidungen bei Verbrennungsmotoren [Cle61, Oli08, Röt11]. Hartlegierungen auf Co-Cr-Basis, die auch unter dem markenrechtlich geschützten Namen Stellite® bekannt sind, weisen je nach Einsatzgebiet unterschiedliche Legierungsanteile an Wolfram (Cr + W), Molybdän (Cr + Mo), Nickel und Kohlenstoff auf [Bac05b, Gra74, Hec16a-b, N.N.12a, Wes16]. Der Kohlenstoffanteil beeinflusst durch die Bildung von Karbiden die Verschleiß- und Korrosionseigenschaften solcher Legierungen maßgeblich [Hec16a-b, Hic80, Hod00, Jia13, Liu15, Luf97, N.N.12a, Wes16, Yao06].

Tabelle 2: Anwendungsbereiche von Stellite® nach Legierungsanteilen, in Anlehnung an [Hec16a-b, N.N.12a-b, N.N.13a, Wes16]

Anwendungsbereich	Legierungselemente (Anteile in Gew.-%)							
	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Mn
Hochtemperatur	20-22,5	7-15	0-0,1	0-0,6	1,5-3	10-22	0,4-1	0,1-1,5
Verschleißschutz	25-31	0-14,5	0-5,5	0,1-3,3	3	3-22	0,7-2	1,-1,5
Korrosionsschutz	20-22,5	0-2	5-10	0-0,1	0-3	9-35	-	-

Die Härten entsprechender Panzerungen (38-43 HRC) werden im Wesentlichen durch Mischkristallverfestigungen und Festkörperausscheidungen verschiedenster Karbide eingestellt. Zudem zeigen Stellite® durch Ausscheidungsvorgänge an Korngrenzen besonders im Hochtemperaturbereich eine gegenüber vergleichbaren Hartlegierungen deutlich verbesserte Kriechfestigkeit [Hec16a-b, Hic80, Hod00, Jia13, N.N.12a, Liu15, Yao06, Wes16].

Bei übermäßigen Verschleißbeanspruchungen werden Pseudolegierungen eingesetzt. Diese Legierungen werden verwendet, wenn herkömmliche Verschleißschutzwerkstoffe an die Grenze ihrer Verschleißperformance gelangt sind [Wei11]. Pseudolegierungen setzen sich vorwiegend aus den beschriebenen Basislegierungen sowie zusätzlichen artfremden Hartstoffen zusammen. Sie bestehen aus einer relativ zähen Matrix, die sich durch die schweißtechnische Verarbeitung der Legierung einstellt, sowie fest darin eingebetteten Hartstoffen. Als Hartphasen haben sich vor allem Vanadium- (VC) und Wolframschmelzkarbid (WSC) bewährt [Ger15, Sch00, Sch02]. Mit diesen Karbiden sind Härten der verschleißschützenden Sprödhartphasen von über 2.200 HV 0,1 erreichbar, wodurch solche Legierungen eine besonders hohe Beständigkeit gegenüber Abrasionsverschleiß aufweisen [Böb10, Ger15, Oli08]. WSC ist ein zweiphasiges, (nah)eutektisches System, welches sich aus der duktilen Gefügekomponenten Wolframmono- (WC) und dem sehr harten Diwolframkarbid (W_2C) zusammensetzt. Die Besonderheit an WSC ist, dass es als einziger Hartstoff schmelzmetallurgisch hergestellt und sein Eutektikum vergleichsweise einfach eingestellt werden kann [Kie63, Kur06]. Damit ist WSC für den industriellen Einsatz von besonderer Bedeutung.

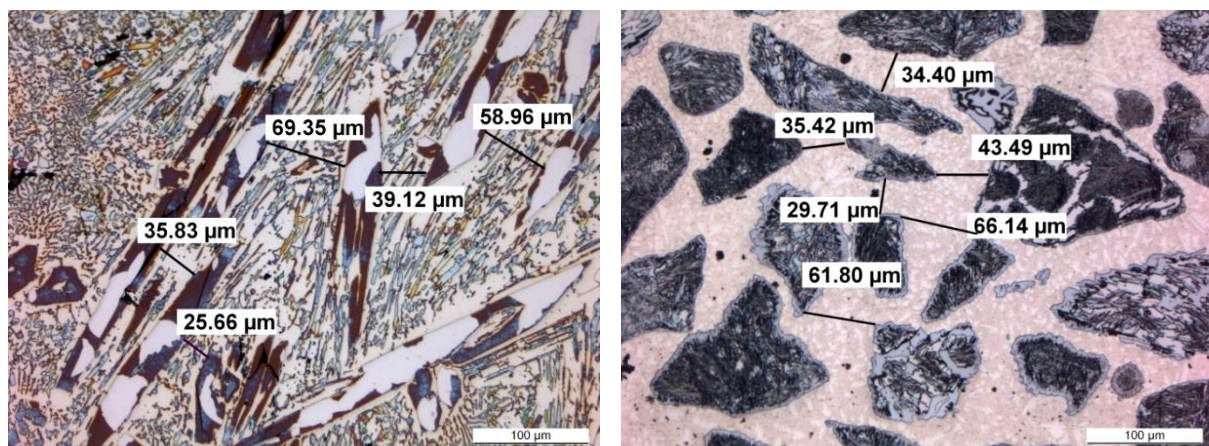


Abbildung 23: Typische Hartlegierungen im Ventilatorenbau, links: FeCrC, rechts: NiBSi + 60 % WSC [Hec15a-b]

Nach aktuellem Industriestandard kommen als Verschleißschutzwerkstoffe im Bereich der Lüfterindustrie beziehungsweise unter abrasiv-erosiven Verschleißbeanspruchungen hochlegierte Eisen- und Nickelbasislegierungen zum Einsatz. Diese konventionell eingesetzten Werkstoffe setzen sich aus einer relativ zähhaften Mischkristallmatrix mit eingelagerten verschleißschützenden Sprödhartstoffen zusammen. Die entsprechenden Legierungen werden in der Regel über pulvergebundene Plasmaschweißverfahren [Lug96, Som02] oder über gängige drahtgebundene Lichtbogenprozesse auf Stahlsubstratwerkstoffe der Güten S235 beziehungsweise S355 (Baustahl) und in Ausnahmefällen S690 und S960 (Feinkornbaustahl) aufgetragen. Die erzeugten Beschichtungen kennzeichnet ein mehrphasiges Gefüge aus arteigenen und/oder mechanisch eingebrachten (artfremden) Hartphasen in Form von Metallkarbiden und -boriden, aber auch -nitriden und/oder -siliziden, die durch ihre Größe, Ausbildung und Verteilung in der Matrix den Verschleißwiderstand erhöhen [Cho08, Oli08, Pet08, Ric90, Röt11, Wes10a, Wes15a-d, Wes17a-d].

Tabelle 3: Konventionelle Werkstoffsysteme zum Verschleißschutz im Ventilatorenbau, in Anlehnung an [Cho08, Pra15, The08, Wes15a-d, Wes17a-d]

Matrix	Hartphasenbildner	Hartphasenabstand in μm	Schweißverfahren
Fe	Cr, (Nb, V, Mo, W), (C, B) bzw. C, Cr, WSC	25-70	OA/MSG
Ni	Cr, Mo, WSC	30-70	PPA, MSG

Industriell werden zum Panzern von Bauteilen aufgrund ihres geringen Preis-Leistungsverhältnisses resultierend aus geringen Werkstoffkosten bei großen Maschinenstandzeiten überwiegend Eisenbasislegierungen eingesetzt. Besonders aufgrund des Kostenvorteils entsprechender Legierungen ist die Industrie daran interessiert, teure Kobalt- und Nickellegierungen für den Einsatz bei Temperaturen unter 600 °C durch vergleichbare Fe-Basiswerkstoffe zu substituieren. Die Hartlegierungen werden dabei vorwiegend als Fülldrähte verarbeitet. Insbesondere hochchrom- und hochkohlenstoffhaltige Legierungen, deren Chrom-Anteile zwischen 10 und 35 bei Kohlenstoff-Anteilen von 2-6 Gew.-% liegen, haben sich beim Panzern mit Fe-Basishartlegierungen bewährt. Als weitere Elemente werden Bor zur Senkung der Schmelztemperatur sowie Niob und Titan zur Bildung von Monokarbidn hinzulegiert [Cho08, Jun00, Kir08, Oli08, Pet08, Röt11, The04a, The04c, The05, The08, Ven09].

4.1.1. Hartlegierungen auf Fe-Basis mit arteigenen Hartphasen

Sofern korrosive Begleiterscheinungen bei technischen Anwendungen vernachlässigt werden können, verbindet der Einsatz von Hartlegierungen auf Fe-Basis für technische Anwendungen eine Verbesserung der Verschleißbeständigkeit – vor allem unter Abrasion und Erosion – mit der Herstellung vergleichsweise wirtschaftlicher Auftragschichten. Die Verschleiß-eigenschaften von Hartlegierungen werden im Allgemeinen durch die Ausprägung (Art,

Form/Gestalt, Größe, Morphologie) und Härte der Hartphasen im Gefüge bestimmt. Während artfremde Hartphasen wie zum Beispiel WSC-Karbide als Schweißzusatz dem Schweißprozess zugeführt werden können, bilden sich arteigene Hartphasen beim Abkühlen aus der Schmelze. Die wohl bekanntesten und für die Verschleißigenschaften wichtigsten Hartphasen sind die Metallkarbide.

Tabelle 4: Übersicht der wichtigsten Metallkarbid-Typen, in Anlehnung an [Bür98]

Typ	Zusammensetzung	Form
MC	M: Nb, Ta, Ti (seltener: Hf, Mo, V, W, Zr)	<ul style="list-style-type: none"> als Primärteilchen blockig als Ausscheidungen nach Auslagerung vorwiegend im Korninneren verteilt
M ₆ C	M = M ₁ + M ₂ (M ₁ ≈ M ₂) M ₁ : Mo, W M ₂ : Co, Fe, Ni	<ul style="list-style-type: none"> blockig oft an Korngrenzen seltener in Widmannstätten-Form
M ₇ C ₃	M: Cr ¹ , Ni	oft blockig an Korngrenzen
M ₂₃ C ₆	M: Co, Cr ² , Mo, Ni, W	<ul style="list-style-type: none"> als Film entlang von Korngrenzen mögliche Formen: rundlich, lamellar, plattenförmig

Daneben ist die Bildung weiterer Mischkristalle, die von der Legierungszusammensetzung abhängen, möglich.

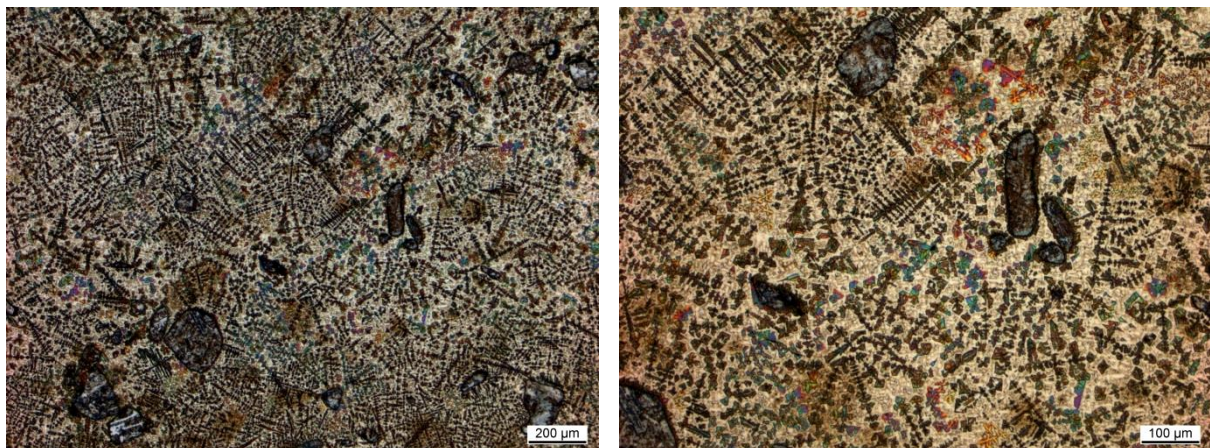


Abbildung 24: Dendritische Struktur in Hartlegierung auf Fe-Basis

Durch unterschiedliche Erstarrungsgeschwindigkeiten der einzelnen Legierungselemente in Kombination mit einem negativen Temperaturgradienten entsteht oft ein dendritisches Gefüge, welches in Form von verästelten Strukturen zu beobachten ist [Lie06].

4.1.1.1. Fe-Cr-C-Basishartlegierungen

Zumeist handelt es sich bei den monokarbidverstärkten, austenitisch-martensitischen Fe-Legierungen um hochchrom-hochkohlenstoffhaltige FeCrC-Verbindungen mit sekundär ausgeschiedenen Chromkarbiden. Die entstehenden Mischkarbide vom Typ (Cr, Fe)₇C₃ weisen eine Härte von 1.700-2.100 HV 10 auf. Bor führt ab einem Gehalt von etwa 0,6 Gew.-% zu

¹Löslichkeit für Fe bis ca. 55 Gew.-%

²Löslichkeit für Fe bis ca. 30 Gew.-%

einer Härtung der $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ -Karbide. Die wichtigsten Hartstoffe neben Cr_7C_3 sind die Chromkarbide Cr_3C_2 und Cr_{23}C_6 [Uet86]. Unter Abrasionsverschleiß haben sich vor allem die Cr_7C_3 - und Cr_{23}C_6 -Karbide bewährt, die eine nadel- bis plattenförmige Gefügeausbildung aufweisen [Uet86].

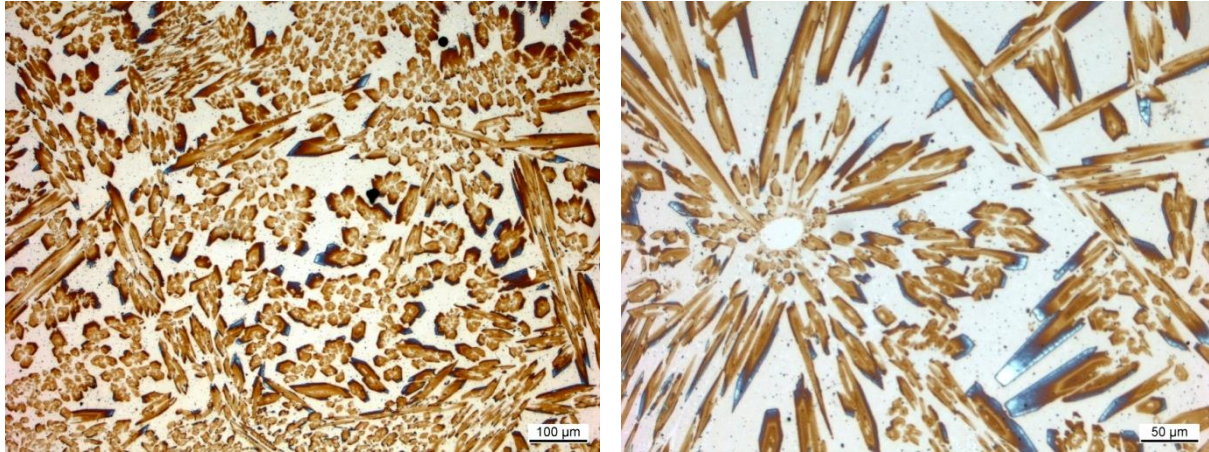


Abbildung 25: Fe-Cr-C-Basishartlegierung mit Cr-Karbiden

Das Eigenschaftsprofil entsprechender Legierungen lässt sich je nach Anwendungsfall durch die abgestimmte Zugabe von Monokarbidbildnern wie Niob und Vanadium zielgenau anpassen. Durch eine feine Verteilung von Niobkarbiden (NbC) kann die Risslänge der oftmals stark rissbehafteten Schweißschichten verkürzt werden [Pet08]. Eine leichte, schlagende Verschleißbeanspruchung führt damit nicht mehr zu sofortigen Ausbrüchen. Darüber hinaus führt das Hinzulegieren von Mangan (i. d. R. ca. 1 Gew.-%) und Silizium (bis zu 3 Gew.-%) neben einer für gewöhnlich deutlichen Verbesserung der Schweißeigenschaften zu einer Erhöhung der Verschleißbeständigkeit entsprechend hergestellter Panzerungen. Das Chrom (typischerweise 5-7 Gew.-%) sorgt für die martensitische Durchhärtung der Matrix aus der in den Werkstoff eingebrachten Schweißwärme [Lau15].

In der Zementindustrie werden dagegen immer häufiger TiC -haltige Legierungen zum schweißtechnischen Panzern verschleißbeanspruchter Bauteile eingesetzt [Lau15]. Das Gefüge solcher TiC -verstärkten Fe-Basislegierungen besteht aus einer martensitischen Werkzeugstahlmatrix, in der sich Titankarbide als arteigene Hartphase ausbilden. Der Martensit bildet sich beim Abkühlen durch Änderung der Kristallstruktur, wodurch durch der Werkstoff in mindestens zwei allotropen Modifikationen vorliegt: Die Hochtemperaturmodifikation Austenit weist im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm eine kubisch-flächenzentrierte (kfz-)Form auf, in der sich Kohlenstoff gelöst hat. Beim Abkühlen wandelt sich der Austenit in ein kubisch-raumzentriertes (krz-)System um, welches nur noch wenig Kohlenstoff lösen kann, sodass ein Teil des Kohlenstoffes diffundiert. Eine vollständige Diffusion ist nur bei sehr langsamen Abkühlraten möglich. Wird das austenitische Gefüge abgeschreckt beziehungsweise hohen

Abkühlgeschwindigkeiten ausgesetzt, kann der Kohlenstoff nicht diffundieren und es kommt es zum Umklappen des kfz- in ein krz-Gitter. Dadurch bleibt der Kohlenstoff im krz-Gitter zwangsgelöst und erzeugt eine tetragonale Gitterverzerrung (Martensitbildung), die zu einer Härte- und Festigkeitssteigerung des Werkstoffes führt. Die nachfolgende Abbildung zeigt das Schweißgefüge einer solchen TiC-verstärkten Legierung mit einer Fe-Cr-C-Mo-Matrix.

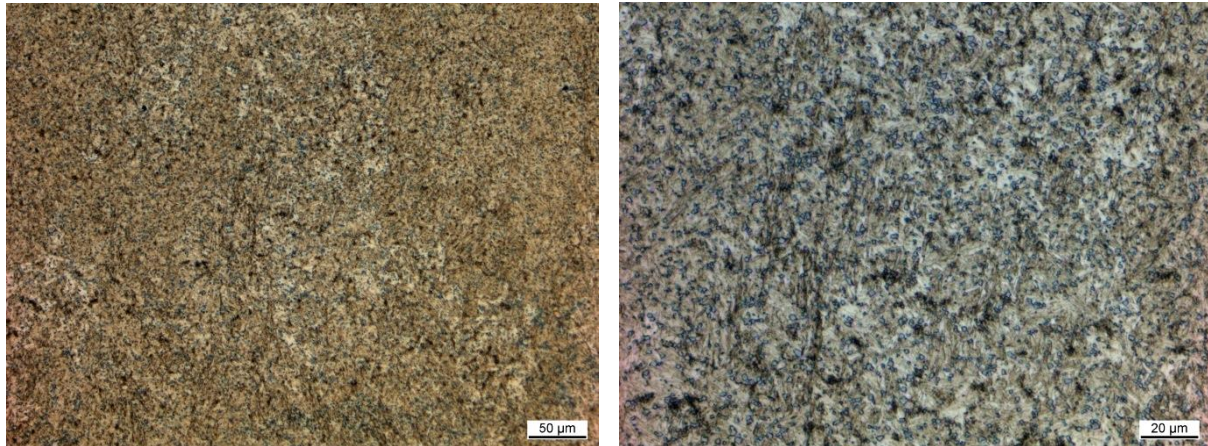


Abbildung 26: TiC-verstärkte Fe-Cr-C-Mo-Legierung

Die Titanmonokarbide (TiC) bilden sich aus der Schmelze heraus und sind über das gesamte Gefüge homogen verteilt. Das sich in TiC lösende Molybdän stabilisiert zusätzlich die Hartphasen entsprechender Legierungen und führt zu einer Verminderung der Gitterkonstante beziehungsweise zur Annäherung dieser an jene der Matrix [Pad81].

4.1.1.2. Fe-Cr-B-Basishartlegierungen

Fe-Cr-B-Basishartlegierungen weisen eine regellose Hartstoffverteilung an Cr-Boriden mit einer Mikrohärtigkeit von bis zu 1.200 HV 0,1 auf (WSC zum Vergleich: 2.100-2.400 HV 0,1).

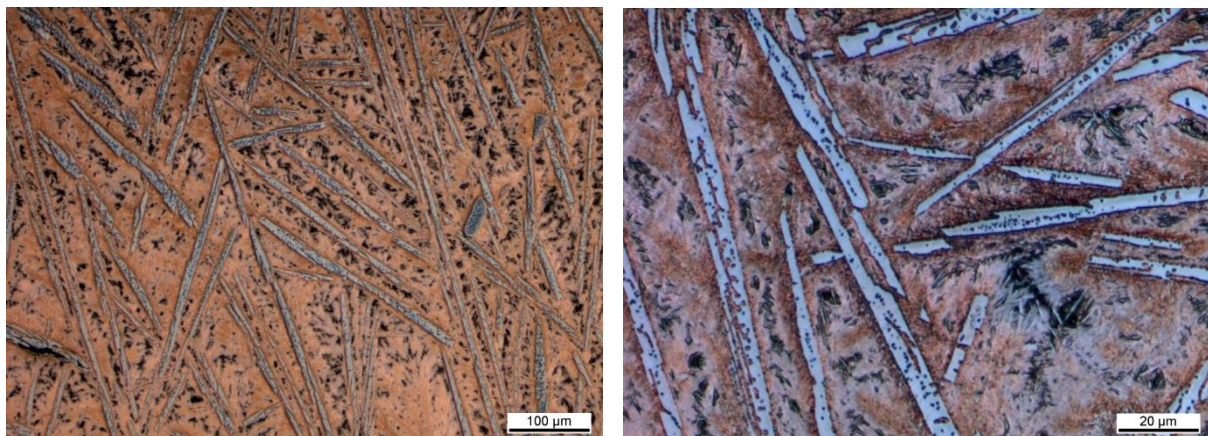


Abbildung 27: Fe-Cr-B-Basishartlegierung mit Cr-Boriden

Die charakteristischerweise lanzettförmigen Hartstoffe sind im Gefüge homogen ausgerichtet und bieten mit ihren im Vergleich zu anderen Werkstoffsystemen sehr geringen Hartphasen-

abständen (tw. wesentlich $< 50\ \mu\text{m}$) einen hohen Verschleißschutz unter feinerosiver Beanspruchung. Neue Entwicklungen stehen im Fokus von Fe-Cr-Nb-V-B-C-Legierungen, die neben der Ausbildung von Cr_2B die Ausscheidung von VC-Karbiden ermöglichen und damit eine weitere Verringerung der Hartphasenabstände zur Reduzierung des Verschleißes unter feinen und feinsten Abrasiva unterstützen sollen.

4.1.2. Hartlegierungen auf Fe-Basis mit artfremden Hartphasen

Neben den Hartlegierungen, in denen sich die Hartphasen arteigen in der Schmelze ausbilden, existieren sogenannte Pseudolegierungen, bei denen (artfremde) Hartstoffe der Schmelze zugesetzt werden, sodass sich sowohl Hartphasenanteil als auch -art unabhängig von der Legierungszusammensetzung bilden [Lau15, Wes12a, Wes12c].

Nach dieser Form erzeugte Schweißgefüge befinden sich im thermodynamischen Ungleichgewicht, bieten jedoch den Vorteil, dass durch die Wahl und Anpassung von Matrix und Hartstoffen die Eigenschaften entsprechend hergestellter Schweißschichten sehr genau eingestellt werden können [Lau15]. Fe-Basislegierungen mit artfremden Hartphasen setzen sich üblicherweise aus einer Fe-C-Co-W-Matrix mit eingelagertem WSC zusammen und weisen oftmals einen hohen Hartstoffanteil (bis zu 60 Gew.-%) auf.

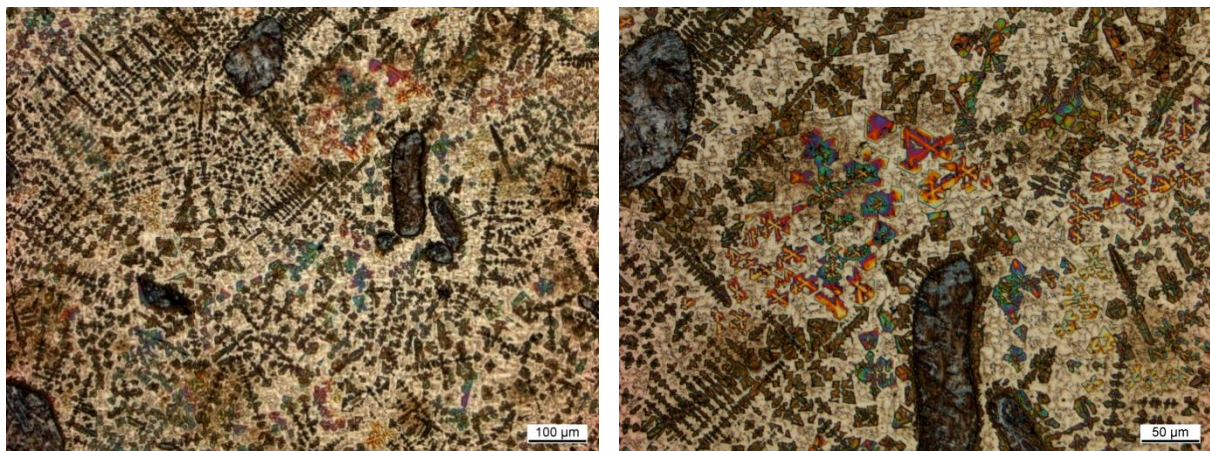


Abbildung 28: WSC-verstärkte Fe-Basislegierung

Die Auflösung der WSC-Karbide liegt nach [Pet08] in der thermodynamischen Triebkraft zur Bildung von Eisen-Wolfram-Mischkarbiden vom Typ M_6C begründet, die sich neben M_3C -Mischkristallen als η -Karbide im Gefüge abbilden [Lau15]. Die Kristalle scheiden sich sowohl primär als auch aus der Schmelze aus und begünstigen beim Schweißen die Entstehung von Rissen, die aufgrund ihrer geringen Bruchzähigkeit insbesondere bei abrasiven Beanspruchungen zu Materialausbrüchen führen können [Lau15]. Eine weitere Art von Mischkristallen ist die Bildung von M_7C_3 , die sich durch die Ausbildung von Dendriten charakterisieren lässt. Die hexagonale Struktur der M_7C_3 -Karbide lässt sich im Schliffbild deutlich von den η -Karbiden unterscheiden.

4.1.3. Hartlegierungen auf Ni-Basis

Hartlegierungen auf Ni-Basis zeichnen sich über den gesamten Temperaturbereich durch eine flächenzentrierte Gitterstruktur aus. Die Rekristallisation wird durch die bei höheren Temperaturen stattfindende Behinderung der Kristallerholung hervorgerufen. Daher eignen sich Nickelbasislegierungen nur für Anwendungen mit einer Einsatztemperatur bis 900 °C. Grundsätzlich können Ni-basierte Hartlegierungen in die drei Legierungssysteme Ni-B-Si, Ni-Co-B-Si und Ni-Cr-B-Si unterteilt werden [Lug93, Pra15, Ric90]. Dabei werden die Schichteigenschaften wie Härte und Zähigkeit sowie die Korrosions- und Verschleißigenschaften im Wesentlichen durch die Legierungselemente Chrom, Bor und Silizium bestimmt. Die nachfolgende Tabelle gibt einen Überblick über die wichtigsten Legierungselemente und deren Einfluss auf die metallurgischen sowie verschleiß- und korrosionsschützenden Eigenschaften von Ni-Hartlegierungen.

Tabelle 5: Eigenschaften der Legierungselemente von Nickelbasislegierungen, in Anlehnung an [Ech13, Las99, Luf95, Lug93, Rev11, Ric90]

Legierungselement	Eigenschaften
Aluminium	wichtiges Desoxidationsmittel durch hohe Sauerstoffaffinität
Bor	<ul style="list-style-type: none"> • Absenkung der Liquidustemperatur • Erhöhung der Selbstfließfähigkeit
Chrom	<ul style="list-style-type: none"> • Erhöhung der Beständigkeit gegenüber stark oxidierenden Medien • Erhöhung der Lochfraßkorrosionsbeständigkeit (in Verbindung mit Molybdän und Wolfram)
Eisen	<ul style="list-style-type: none"> • Erhöhung der Beständigkeit gegenüber Alkalien • Kostenreduzierung
Molybdän	<ul style="list-style-type: none"> • Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit gegen nicht oxidierende Lösungen (z. B. Salz-, Phosphor- oder Flusssäure) • Erhöhung der Beständigkeit gegenüber Halogenen (in Verbindung mit Chrom) • Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit von Nickel proportional zum Legierungsgehalt • Erleichterung der Passivierung in reduzierenden Medien
Nickel	<ul style="list-style-type: none"> • Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit in reduzierenden Medien • Erhöhung der thermischen Stabilität gegenüber der Bildung von intermetallischen Phasen • Schutzwirkung durch Ausbildung einer oxidierenden Passivschicht
Niob	<ul style="list-style-type: none"> • Steigerung der Härte • Stabilisierung des Gefüges und Vermeidung der Ausbildung von Chromkarbid
Silizium	<ul style="list-style-type: none"> • Absenkung der Liquidustemperatur • Erhöhung der Selbstfließfähigkeit • wichtiges Desoxidationsmittel durch hohe Sauerstoffaffinität • Erhöhung der mechanisch-technologischen Eigenschaften (insb. Streckgrenze und Zugfestigkeit) • Verbesserung der Härtebarkeit
Titan	<ul style="list-style-type: none"> • Steigerung der Härte • Stabilisierung des Gefüges und Vermeidung der Ausbildung von Chromkarbid
Vanadium	<ul style="list-style-type: none"> • Steigerung der Härte (Ausscheidungshärtung) • Stabilisierung des Gefüges und Vermeidung der Ausbildung von Chromkarbid
Wolfram	korrosionstechnisch vergleichbar mit Molybdän

Um ein Verspröden der Auftragschichten zu vermeiden, liegt der Chrom-Gehalt entsprechender Verschleißschutzlegierungen zwischen 5 und 17 Gew.-% bei mengenmäßigen Bor- und Silizium-Gehalten von 2-4 % (i. d. R. 2-4 Gew.-% Si bei 1-3 Gew.-% B). Durch das Hinzulegieren von Bor und Silizium kann einerseits die Liquidustemperatur bis unterhalb 1.000 °C gesenkt werden, andererseits beeinflussen die beiden Elemente die Fließeigenschaften dieser lotähnlichen Legierungen positiv und sorgen für eine gute Benetzbarkeit der zugeführten (artfremden) Hartstoffe [Lau15]. Nach [Lau15] lässt sich darüber hinaus neben den am häufigsten verwendeten Ni(Cr)BSi-Typen, die mit zusätzlich eingelagerten karbidischen Hartstoffen typischerweise im Bereich des Abrasions- und Erosionsschutzes Verwendung finden, eine weitere Einteilung der Legierungen in die ebenfalls karbidischen Ni(Cr, Mo)WC- sowie die intermetallischen NiCrMo-Legierungstypen vornehmen. Bei den artfremden Karbid-Hartstoffen handelt es sich üblicherweise um blockiges beziehungsweise sphärisches WSC sowie um WC-, TiC- und VC-Karbide [Lau15].

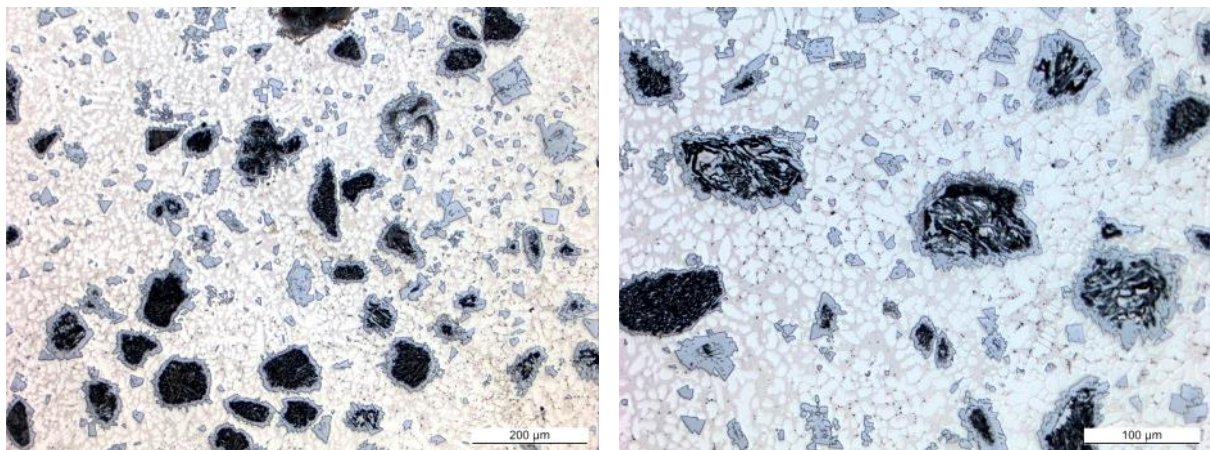


Abbildung 29: WSC-verstärkte Ni-Cr-B-Si-Legierung

Die WSC-Karbide bilden einen Diffusionssaum aus $(W, Ni)_6C$ -Mischkristallen, welche durch die unterschiedlichen Auflösungsgeschwindigkeiten der nebeneinander vorliegenden Phasen WC und W_2C entstehen [Lau15]. Das außenliegende W_2C wandelt sich zum Teil in M_6C um und das verbleibende WC bildet den äußeren WSC-Rand [Lau15]. Durch den Diffusionsraum wird die Einbettung der Karbide in die Ni-Matrix begünstigt, da der Eigenschaftensprung des Elastizitätsmoduls beziehungsweise der Härte an der Grenzfläche zwischen Matrix und Hartphase herabgesetzt wird [Ber08]. Das Erstarrungsgefüge entsprechender Legierungen setzt sich aus primär erstarrten und Ni-angereicherten MC-Dendriten sowie einem interdendritisch angeordnetem Eutektikum mit feindispers verteiltem Ni_3B zusammen [Ric90]. Aus der Schmelze bilden sich durch das Legieren mit Cr und B zusätzliche Boride und Silizide wie beispielsweise Chromborid (CrB , CrB_2 , Cr_2B , Cr_3B_4 , Cr_4B) und Ni_2Si [Kis62]. WSC-verstärkte Nickelbasislegierungen werden überwiegend zum Panzern von Turbinen, Schaufeln, Ventilatoren, Katalysatoren und Bohrwerkzeugen verwendet [Bau02, Pra15, Röt11, Oli08, Ech13].

4.2. Standardverfahren zur Herstellung von Panzerungen

Allen dargestellten Hartlegierungen ist gemeinsam, dass sie durch schweißtechnische Beschichtungsverfahren (PPA, MSG/OA) mit einer hohen Energieführung verarbeitet werden. Hierdurch werden verfahrensabhängig unterschiedliche Schichtdicken bei der Herstellung entsprechender Schleißbleche generiert [Wes15a-d, Wes17a, Wes17d].

Tabelle 6: Konventionelle Verfahren zum Panzern von Industrieventilatoren, in Anlehnung an [Sch05, Sch15, Wes15a-d, Wes17a, Wes17d]

Schweißverfahren	Aufmischungsgrad in %	Schichtdicke in mm	Abschmelzleistung in kg/h
PPA	5-10	2-7	≤ 15
MSG/OA	20-40	4-8	8-9

Kostenintensive PPA-Prozesse werden in der Regel für die Verarbeitung hochpreisiger hartphasenverstärkter Nickelbasis-Schweißpulver eingesetzt [Lug96]. Der Vorteil der pulverbundenen Plasmaprozesse liegt bei der prozessspezifischen Einstellung relativ geringer Aufmischungen von unter 10 % [Ait89, Ayd96, Lug96, Wal67, Wes15a-d, Wes17a, Wes17d].

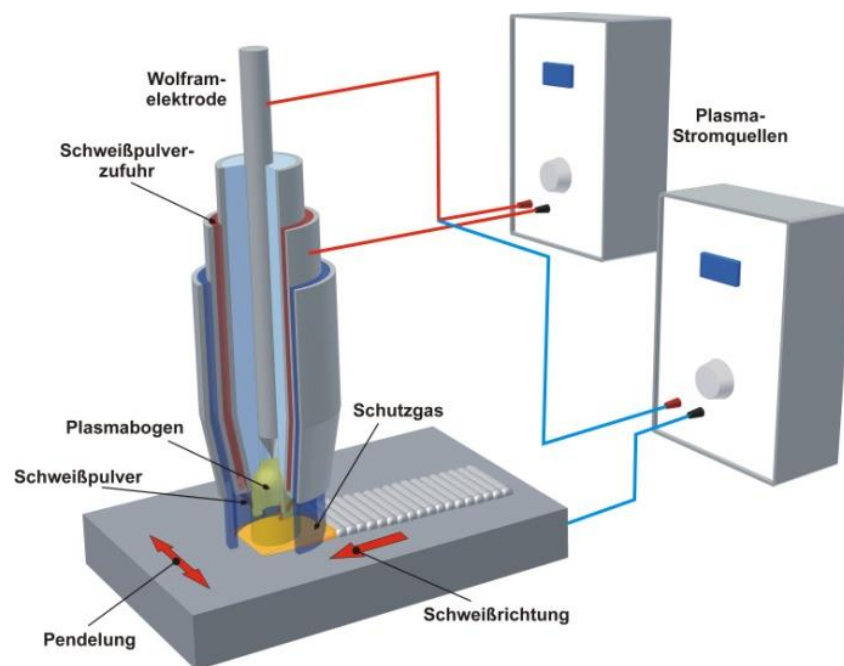


Abbildung 30: PPA-Auftragschweißen, Funktionsprinzip [ISAF16]

Der Aufmischungsgrad stellt als Qualitätsmerkmal der Panzerungen das Verhältnis der Vermischungszone bestehend aus Grundwerkstoff und Schweißzusatz zur Gesamtfläche des betrachteten Schweißnahtquerschnitts dar. Bei schweißtechnisch ausgeführten Nachpanzerungen beziehungsweise -plattierungen lässt sich im Querschliff durch planimetrische Bestimmung der einzelnen Flächenverhältnisse die reale Aufmischung A^* berechnen [Boc05]:

$$A^* [\%] := \frac{F_{SG} - F_{NV}}{(F_{SG} - F_{NV}) + F_{NV} + F_{NÜ}} \left[\frac{\text{mm}^3}{\text{mm}^3} \right] \cdot 100 \% = \frac{F_{SG} - F_{NV}}{F_{SG} + F_{NÜ}} \left[\frac{\text{mm}^3}{\text{mm}^3} \right] \cdot 100 \% \quad (4.1)$$

Hierbei beschreibt F_{SG} die Fläche des in die Raupenfuge eingebrachten Schweißgutes, F_{NV} die Fläche der Nahtvorbereitung und $F_{NÜ}$ wiederum die der Nahtüberhöhung. Die Schichtqualität steigt mit abnehmendem Aufmischungsgrad. Um eine Haftung der erzeugten Schicht auch unter dynamischer Verschleißbeanspruchung sicherzustellen, ist jedoch erfahrungsgemäß als Richtwert eine Aufmischung von mindestens 3 % einzuhalten.

Der Anwendungsschwerpunkt der hingegen kostengünstigeren MSG- und OA-Verfahren liegt bei der Verarbeitung von Eisenbasishartlegierungen [Pen08]. Die verfahrensbedingt einstellbaren Aufmischungen liegen hier jedoch üblicherweise bei 20-40 % [Wes15a-d, Wes17a, Wes17d]. Prozessspezifische Vorteile der Schweißverfahren sind neben geringen Investitions- und Anlagenkosten eine einfache Anwendbarkeit der Verfahren bei einer hohen Ausbringung und Leistungsfähigkeit sowie eine hohe Flexibilität beim Schweißen.

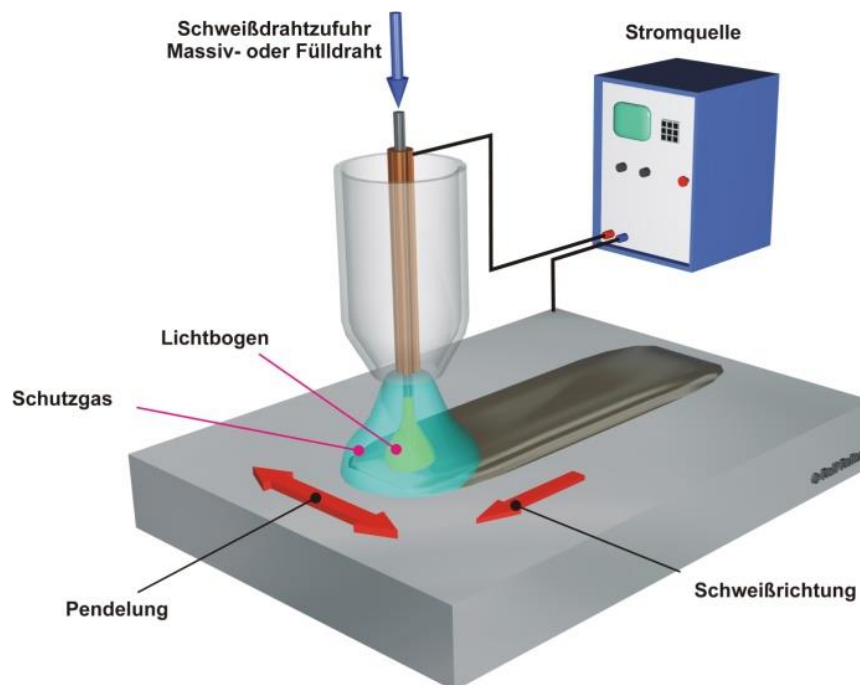


Abbildung 31: MSG-/OA-Auftragschweißen, Funktionsprinzip [ISAF16]

4.2.1. Plasma-Pulver-Auftragschweißen

Gemäß DIN 1910 wird das Plasma-Pulver-Auftragschweißen (PPA) mit übertragenem Lichtbogen, kurz PTA-Auftragschweißen (*Plasma Transferred Arc*), den Wolfram-Schutzgas-Schweißverfahren zugeordnet. Das Schweißen erfolgt mittels Plasmastrahls. Zur Erzeugung des Plasmastrahls kommen zwei unabhängig voneinander brennende Lichtbögen zum Einsatz, die mithilfe getrennt regelbarer Gleichstromquellen mit einer fallenden Spannungscharakteristik arbeiten. Das Plasmagas wird zunächst an einem hochfrequent gezündeten Pilotlichtbogen vorbei durch eine Kupferdüse geleitet, wodurch anschließend nach der Ionisation des zugeführten Gases der übertragende Lichtbogen erzeugt wird [Dil05]. Dieser brennt zwischen einer nichtabschmelzenden Wolfram-Elektrode und dem Grundwerkstoff. Zur Erhö-

hung der Leistungsdichte wird der übertragene Lichtbogen durch die Kupferdüse zusätzlich eingeschnürt.

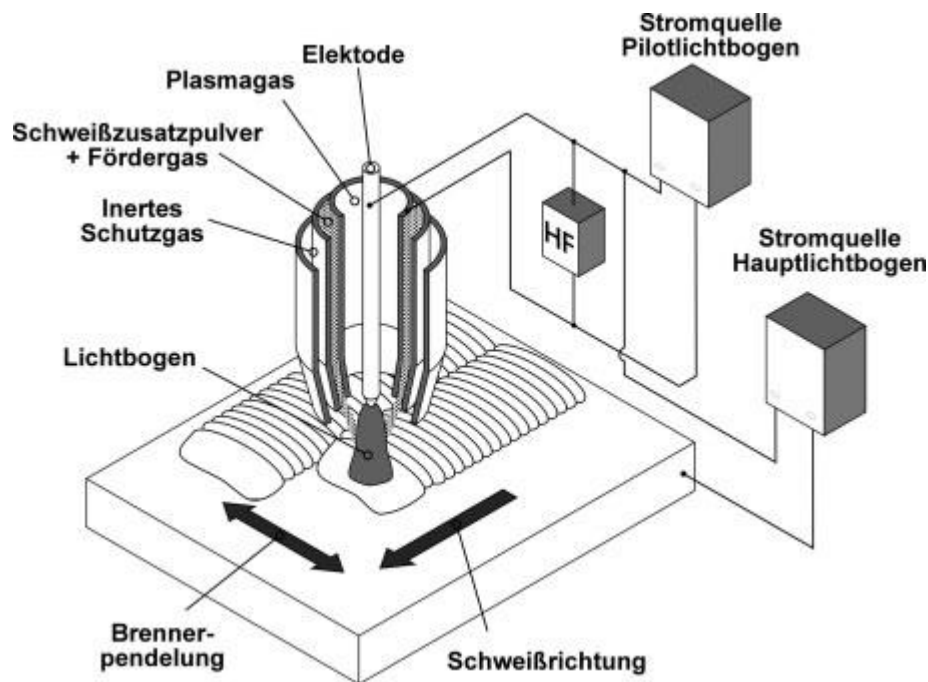


Abbildung 32: Verfahrensprinzip des PTA-Auftragschweißens [Bac05a]

Als Plasmagase werden zum Schutz der Elektrode überwiegend inerte Gase wie beispielsweise Argon und Helium eingesetzt. Der pulverbasierte Schweißzusatzwerkstoff wird in der Regel durch ein pneumatisches Pulverfördersystem dem Brenner zugeführt, wo er schließlich durch Plasmastrahl aufgeschmolzen und auf den Substratwerkstoff aufgetragen wird. Durch den möglichen Einsatz homogener, aber auch heterogener Pulverlegierungen besteht ein großer Spielraum für die Zusammensetzung und Verarbeitung unterschiedlicher Legierungskonzepte, wodurch dem Matrixwerkstoff beispielsweise auch Hartstoffe in Form von Karbiden zugegeben werden können. Im Vergleich zu fülldrahtbasierten Zusatzwerkstoffen können Schweißpulvern im Weiteren deutlich höhere Anteile an Hartphasen beigemischt werden. Um das Schmelzbad vor äußeren Einflüssen aus der Atmosphäre zu schützen, wird dem Prozess ein weiterer Schutzgasstrom zugeleitet. Durch die hohe Leistungsdichte und Beschichtungsleistung kann ein relativ hoher Energieeintrag realisiert werden, der beim Auftragschweißen von Stahl Aufmischungsgrade von unter 10 % ermöglicht. Außerdem ist das schweißtechnische Beschichten von Werkstoffen mit einer hohen Wärmeleitfähigkeit wie zum Beispiel Kupfer und Aluminium möglich [Bac05a]. Abschmelzleistung (bis zu 30 kg/h) und Einbrandtiefe sind bei diesem Verfahren über einen großen Bereich hinweg frei einstellbar [Ait89, Ayd96, Boc05, Wal67]. Die mit dem PPA-Verfahren hergestellten Auftragsraupen weisen eine hohe Nahtqualität auf und machen daher wenig bis keine Nacharbeit der Beschichtungen erforderlich. Anwendung findet das Verfahren neben dem Panzern von Walzen und Baggerzähnen vor allem beim schweißtechnischen Beschichten von Ventilsitzen, Werk-

zeug-Schnittkanten und Förderschnecken [Ech13], aber auch beim erstmaligen (großflächigen) Panzern verschiedener Schleiß- und Strukturbauteile [Lau15].

4.2.2. Metall-Schutzgas- und OpenArc-Prozesse

Beim MSG-Schweißprozess dient der zwischen einer kontinuierlich zugeführten Drahtelektrode und dem Grundwerkstoff unter einem Schutzgas brennende Lichtbogen als Wärmequelle. Das Schutzgas wird dem Prozess über eine Gasdüse zugeführt, die das sich unterhalb des Brenners befindliche Stromkontaktrohr konzentrisch umgibt, und schützt den Lichtbogen sowie das Schmelzbad vor äußeren Einflüssen.

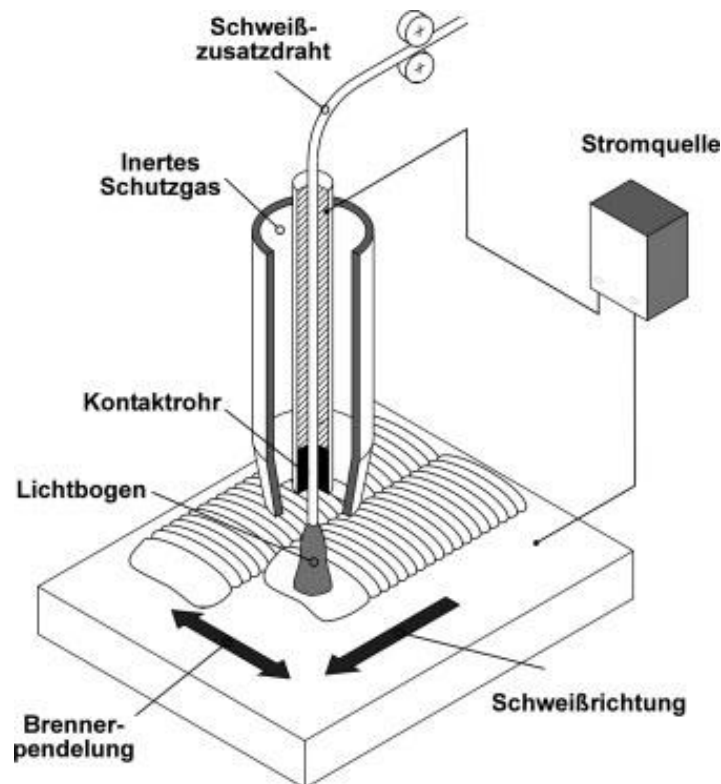


Abbildung 33: Verfahrensprinzip des MSG-Auftragschweißens [Bac05a]

In Abhängigkeit vom zu verarbeitenden Zusatzwerkstoff und des entsprechend zu verwendenden Schutzgases kann zwischen den beiden Prozessvarianten Metall-Inertgas- (MIG-) beziehungsweise Metall-Aktivgas- (MAG-)Schweißen differenziert werden. Beim MIG-Schweißen werden inerte Gase wie beispielsweise Argon und Helium verwendet, während beim MAG-Schweißen überwiegend Gasgemische aus Argon mit unterschiedlichen Aktivgas-Anteilen an Kohlenstoffdioxid und/oder Wasserstoff zum Einsatz kommen. Neben konventionellen Massivdrahtelektroden können durch das MSG-Auftragschweißen auch sogenannte Fülldrähte verarbeitet werden, die dem Anwender insofern den Vorteil bieten, als dadurch gegenüber Massivdrähten ein besonders großes Spektrum an Schweißzusatzwerkstoffen zur Verfügung steht, indem durch die Pulverbefüllung der Fülldrahtelektroden anwendungsspezifische Legierungen herstellbar sind. Dies ist insbesondere beim schweißstechni-

schen Regenerieren sowie Panzern von Bauteilen zum Verschleißschutz vorteilhaft, da durch die Fülldrahtherstellung auch kleine Chargen relativ kostengünstig produziert werden können [Ech13]. Die bei diesen Verfahren verwendeten drahtförmigen Zusatzwerkstoffe können neben Massiv- und (hartstoffverstärkten) Fülldrähten auch selbstschützende Fülldrahtelektroden (OpenArc-Schweißdrähte) sein, für die zum Verarbeiten kein Schutzgas erforderlich ist, was dem Verfahren eine gute Anwendbarkeit beispielsweise auf Baustellen und für Schweißarbeiten im Freien verschafft. Ein weiterer Anwendungsbereich für das MSG- und OA-Auftragschweißen ist neben Reparaturschweißungen das lokale und großflächige Panzern von Neubauteilen sowohl in dicken als auch dünnen Auftragschichten [Pen08].

5. Hochleistungsverschleißschutzsysteme

Schwerpunkt dieser Arbeit ist die Entwicklung beanspruchungs- und beschichtungsprozessgerechter Verschleißschutzsysteme zum Auftragschweißen von hochbelasteten Strukturbau- teilen aus hoch- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen durch energiearme schweißtechnische Beschichtungsverfahren. Neben einer deutlichen Standzeitverlängerung der generierten Beschichtungen gegenüber unbeschichteten Grundwerkstoffen ist das Hauptziel der Entwicklung solcher Hochleistungsverschleißschutzsysteme eine erhebliche Reduzierung des Gesamtgewichts betreffender Bauteile und Anlagen. Im Vordergrund steht hierbei die Entwicklung maßgeschneiderter Hochleistungsverschleißschutzlegierungen für Anwendungs- fälle unter feinabrasiven Stäuben, die im Weiteren passgenau durch geregelte Kurz- lichtbogen- (GKLB)-Prozesse verarbeitet werden können. Die betrachteten Abrasivgüter be- sitzen im Vergleich zu anderen üblichen Verschleißbereichen wie beispielsweise im Berg- und Tiefbau sowie in forst- und agrartechnischen Anwendungen extrem geringe (mittlere) Korn- durchmesser in der Größenordnung von $d_{50} < 15\text{-}20\text{ }\mu\text{m}$ [Wes15a-d, Wes17a, Wes17d]. Aus diesem Grund ist zur Verbesserung der Verschleißbeständigkeit unter feinerosiver Bean- spruchung unabhängig von der Basislegierung eine feindisperse Verteilung der verschleiß- schützenden Hartphasen erforderlich.

Tabelle 7: Mittlere Korngrößen typischer Abrasivgüter bei abrasiv-erosivem Verschleiß, in Anlehnung an [Wes15a-d, Wes17a, Wes17d]

Abrasivgut	mittlerer Korndurchmesser (d_{50}) in μm
Sinterstaub	5-15
Rohmehlstaub	~ 8
Zementrohmehl	8-15
Zementstaub	10-20
Stäube aus Stahlherstellung	< 20

Zur Realisierung einer Gewichtsersparnis betreffender Anlagen sollen die im Ventilatorenbau eingesetzten hoch- und ultrahochfesten Stähle durch schweißtechnische Beschichtungsver- fahren direkt gepanzert werden. Voraussetzung hierfür ist eine möglichst geringe thermische Schädigung der ursprünglichen Werkstoffeigenschaften des Substratwerkstoffes. Dies soll durch das wärmearme Schweißen mithilfe eines modernen energiearmen GKLB-Prozesses umgesetzt werden, der es ermöglicht, durch eine reduzierte Energieeinbringung in das Sub- strat die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Grundwerkstoffes zu erhalten und gleichzeitig einen geringen Verzug und weniger Eigenspannungen zu erzeugen [Wes10b].

Durch die Entwicklung tribosystemangepasster Beschichtungswerkstoffe sollen zum einen zusätzlich eine metallurgische Hartphasenfeinung sowie das Einstellen reduzierter Aufmi- schungsgrade ermöglicht werden, zum anderen wird eine weitere Feinung der sich einstel- lenden Hartphasen durch einen hohen Abkühlgradienten beim Verarbeiten der für den

GKLB-Prozess modifizierten Legierungen erwartet. Durch die auf das Tribosystem und die Abrasivgut-Beschaffenheit angepassten Werkstoffe ist mit einer erhöhten Verschleißbeständigkeit unter entsprechenden Beanspruchungen zu rechnen, sodass im Praxiseinsatz ein einlagiges Auftragschweißen bei trotzdem geringen Schichtdicken ausreicht. Hierdurch wird das Leichtbaupotenzial entsprechender Verschleißsysteme zusätzlich gesteigert.

5.1. Entwicklung tribosystemangepasster Beschichtungswerkstoffe

Das Ziel bei der Entwicklung tribosystemangepasster Hartlegierungen ist es, auf die aus dem vorliegenden Beanspruchungskollektiv resultierenden Verschleißbeanspruchungen von Bauteilen angepasste Verschleißschutzwerkstoffe zu entwickeln. Verschleißschützende Beschichtungswerkstoffe setzen sich aus einer relativ zäh-harten Mischkristallmatrix mit darin eingelagerten spröden Hartstoffen zusammen, die für den Verschleißschutz des beschichteten Werkstoffes verantwortlich sind. Die im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Hartauftraglegierungen übernehmen dabei die Funktion des tribosystemgerechten Verschleißschutzes. Grundsätzlich sind solche Legierungen durch folgendes Eigenschaftsprofil gekennzeichnet:

1. Hartphasentyp (Karbide, Boride, Nitride, Silizide) und Metalloid (C, B, N, Si)
2. Hartphasenbildner (W, Cr, V, Nb, Ti, Mn, Mo, Ta, Al u. a.)
3. Hartstoffanteil (i. d. R. 15-80 Vol.-%) und -größe (i. d. R. 2-100 μm)
4. Hartphasenabstand
5. Hartstoffform (blockig, sphärisch etc.) und Morphologie (gerichtet, ungerichtet o. ä.)
6. Matrix (insb. Gefüge, Struktur, Basismetall, chemische Zusammensetzung, Löslichkeitseigenschaften usw.)

Keimbildner zur Erzeugung feindisperser Gefüge (Ce, La, Zr, u. a.)

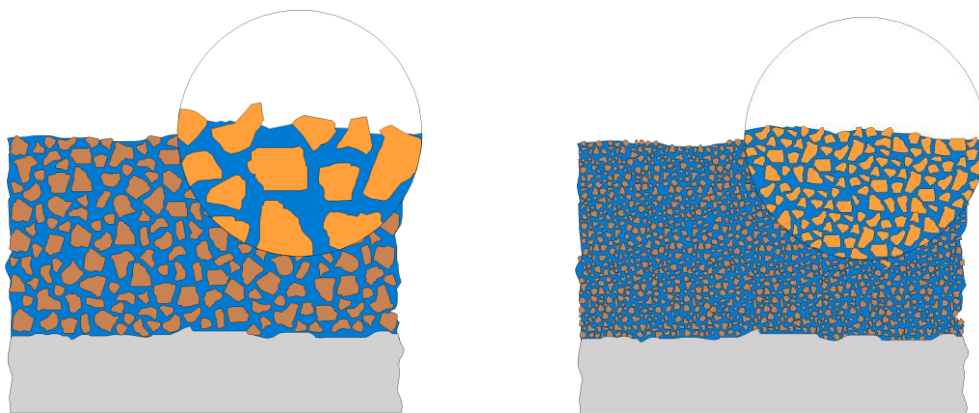


Abbildung 34: Verschleißschutzmaßnahme durch Kornfeinung, links: konventionelle Hartlegierung mit großen Hartphasenabständen (~ 30-50 μm), rechts: maßgeschneiderte Hartlegierung mit sehr geringen Hartphasenabständen zum Schutz vor feinabrasiv-erosiver Verschleißbeanspruchung [Dur12]

Die verschleißschützende Wirkung dieser Hartauftraglegierungen wird dadurch realisiert, dass die spröden Hartphasen ein Eindringen des verschleißverursachenden Abrasivums in die Metallmatrix verhindern und damit einem Auswaschen dieser entgegenwirken. Entscheidend ist hierbei die Relation des Hartphasenabstandes zum mittleren Korndurchmesser des angreifenden Abrasivgutes: Ist die mittlere Abrasivgut-Korngröße kleiner als der Abstand zwischen den verschleißschützenden Hartphasen, wird die Matrix der Panzerung sukzessive ausgewaschen und es kommt zu massiven Verschleißerscheinungen.

Es konnte festgestellt werden, dass durch die zielgerichtete Entwicklung von Fülldrähten für die Verarbeitung mit modernen GKLB-Prozessen eine (weitere) Verbesserung der Schicht- und damit der Verschleißigenschaften entsprechend hergestellter Schutzschichten ermöglicht werden kann [Wes11a]. Bislang wurden GKLB-Prozesse industriell lediglich zur Herstellung von Korrosionsschutzschichten durch die Verarbeitung von Nickelmassivdrahtelektroden genutzt [Wes12b]. Das Panzern beziehungsweise Herstellen von Verschleißschutzschichten mit Fülldrahtwerkstoffen in Verbindung mit GKLB-Prozessen ist in der Verschleißschutztechnik derzeit noch nicht weit etabliert. Fülldrähte existieren seit etwa den 1950er Jahren und wurden zunächst ausschließlich für die Fügetechnik eingesetzt. Erst in den 1970er Jahren wurden auch fülldrahtbasierte Verschleißschutzwerkstoffe auf den Markt gebracht. Fülldrähte setzen sich aus einem metallischen Mantel(-werkstoff) mit einem pulverförmigen Füllkern zusammen. Durch diese Kombination können Hartlegierungen produziert werden, die als schmelzmetallurgische Massivdrähte fertigungstechnisch bedingt nicht hergestellt werden könnten. Fülldrahtwerkstoffe werden in einer Vielzahl von Drahtformen mit Durchmessern im Bereich von 1,0 bis 2,8 mm angeboten, wobei sich Drähte mit einfacher Querschnittsform aufgrund des hohen möglichen Füllgrades industriell durchgesetzt werden [Cas16, Cor16a-b, Dur16, EIP16, VAU16, Wel16]. Konventionelle Fülldrähte weisen herkömmlicherweise eine Korngrößenverteilung von 45-150 µm auf [Cas16, Cor16a-b, Dur16, EIP16, VAU16, Wel16] und es existieren Drähte, die sowohl mit als auch ohne Schutzgas (selbstschützende OA-Fülldrähte) verarbeitet werden können.

Tabelle 8: Eigenschaften handelsüblicher Fülldrahtelektroden, in Anlehnung an [Cas16, Cor16a-b, Dur16, EIP16, VAU16, Wel16]

Schweißprozess	MSG (konventionell)
Fülldrahtform	mit Falz oder auf Stoß formgeschlossener Draht
Drahtdurchmesser	1,0-2,8 mm
Korngrößenverteilung (Füllung)	45-150 µm

Da in [Wes11a, Wes11c] gezeigt werden konnte, dass sich mit diesen handelsüblichen Fülldrähten die Möglichkeiten und das Potenzial der GKLB-Prozesstechnik nicht vollständig nutzen lassen, stand die Entwicklung prozessangepasster Fülldrahtelektroden insbesondere in Bezug auf geeignete Korngrößen beziehungsweise Korngrößenverteilungen der Füllstoffe

sowie mögliche Legierungszusammensetzungen des Mantels, aber auch beispielsweise hinsichtlich einer niedrigen Liquidustemperatur im Fokus. Im Rahmen dieser Arbeit wurde sich schwerpunktmäßig auf einen Elektrodendurchmesser von $\varnothing 1,6$ mm (Falzdraht) konzentriert, da der GKL-B-Prozess einiger Hersteller maschinenseitig auf diesen Drahtdurchmesser begrenzt ist. 1,6-mm-Fülldrahtelektroden weisen üblicherweise einen Füllgrad von 40 % auf und ermöglichen bereits eine prozessangepasste Korngrößenverteilung.

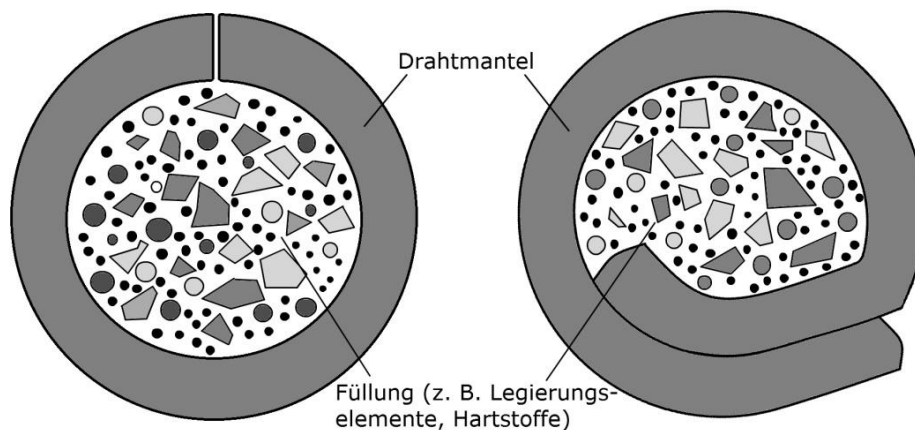


Abbildung 35: Formgeschlossene Fülldrahtelektroden (schematisch), links: auf Stoß formgeschlossen, rechts: mit Falz formgeschlossen

5.1.1. Hartauftraglegierungen für feindisperse Gefügeausbildung

Zum Einsatz unter Schrägstrahlverschleißbeanspruchung ($0^\circ < \alpha < 90^\circ$), die sich bei Industrieventilatoren insbesondere am Bodenblech und an den Schaufelflächen zeigt, stand die maßgeschneiderte Entwicklung von Hartauftraglegierungen im Fokus, die eine feindisperse Gefügeausbildung begünstigen.

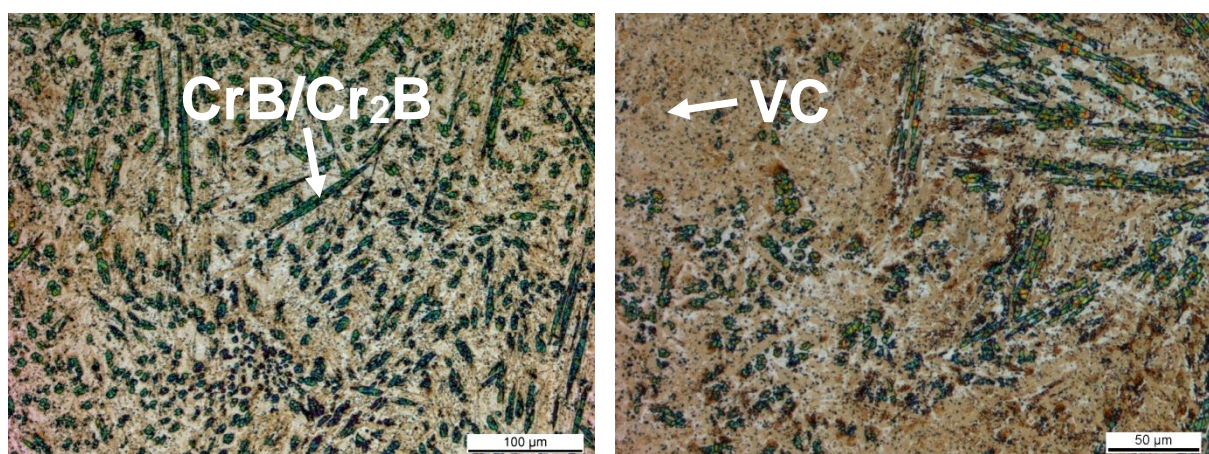


Abbildung 36: VC-verstärkte Fe-Cr-Nb-V-B-C-Legierung, in Anlehnung an [Hec15a-b, Wes15a-d, Wes17a, Wes17d]

Schwerpunktmäßig wurde sich hierbei auf (kostengünstige) Fe-Basislegierungen mit arteigenen Hartphasen konzentriert, da entsprechende Legierungen bereits in verschleißtechnischen Voruntersuchungen unter moderater feinabrasiv-erosiver Beanspruchung eine tech-

nisch-wirtschaftliche Alternative gegenüber (teuren) WSC-Werkstoffen auf Ni-Basis zeigten. Qualifiziert wurden neben einer Cr_7C_3 -ausscheidenden FeCrC-Legierung sogenannte quasi-nanostrukturierte Fe-Basiswerkstoffe, die vor allem einen hohen Bor-Anteil aufweisen und durch die Ausbildung feindisperser (regellos verteilter) CrB/Cr₂B-Phasen einen hohen zu erwartenden Schutz unter starkem Feinerosivverschleiß gewährleisten. Hierunter fiel die Entwicklung einer zusätzlich hochvanadiumkarbidhaltigen (martensitischen) Verschleißschutzlegierung, deren arteigene, teilweise pseudolegierte (artfremde) VC-Karbide sich in der Matrix zwischen den boridischen Hartphasen ausscheiden und damit die Hartphasenabstände noch weiter reduzieren.

5.1.2. Pseudolegierungen mit hohem Hartphasenanteil

Für die Beanspruchung unter Prallverschleiß ($\alpha = 90^\circ$), der sich vor allem an den Schaufelkanten der Ventilatoren einstellt, ließ sich durch die Entwicklung von Pseudolegierungen mit einem hohen Hartphasenanteil eine Verbesserung der Verschleißperformance erwarten. Bei Pseudolegierungen handelt es sich um Legierungen mit artfremden Hartstoffeinklagerungen, die sich nicht im Schmelzprozess herstellen lassen. Als Substitution zur kostenintensiven Nickelbasis wurde hierfür eine WSC-verstärkte Fe-Basislegierung ausgewählt, wobei als Hartphase hier ein karburiertes, das heißt randzonenaufgekohltes WSC (cWSC) zum Einsatz kam. Im Vergleich zum monokristallinen WC weist herkömmliches (blockiges) WSC neben einer geringeren Sprödigkeit vor allem eine (phänomenologisch) geringere thermodynamische Stabilität auf [Lau15]. Diese Erkenntnis führte zur Entwicklung dieses neuen randzonenbehandelten cWSC (comprising-WSC, dt. „eingeschlossenes“ WSC), welches seit dem Jahr 2004 unter dem Markennamen *macroline* der Fa. H.C. Starck GmbH kommerziell erhältlich ist [Lau15].

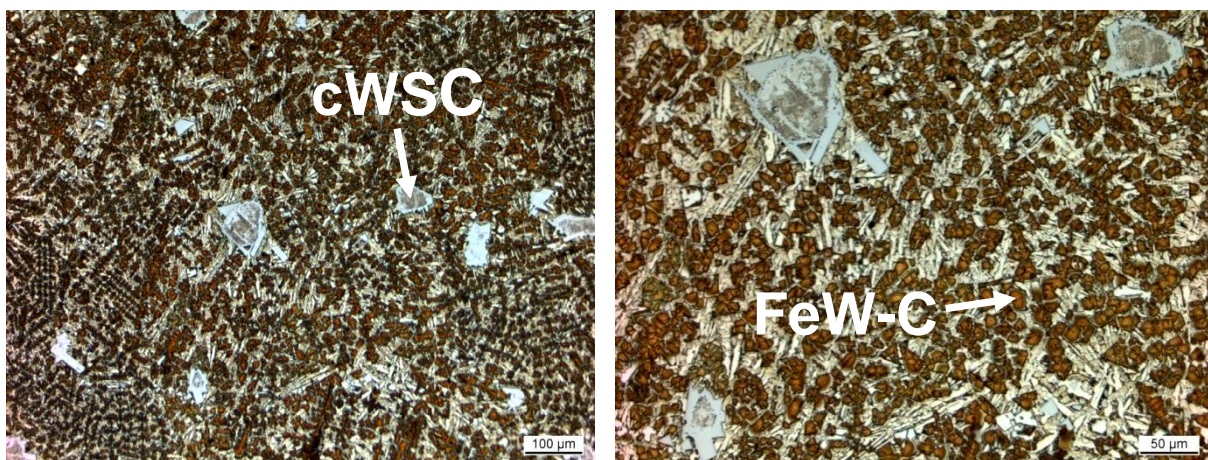


Abbildung 37: cWSC-verstärkte Fe-Basishartlegierung, in Anlehnung an [Hec15a-b]

Durch das Aufkohlen der Karbid-Randzonen soll der von der Partikelperipherie in Richtung des Hartstoffvolumens ausgehende Karbid-Zerfall reduziert werden [Lau15], sodass das Ei-

genschaftsprofil des WSC (temperaturunabhängig) beibehalten und damit die Verschleißbeständigkeit entsprechender Auftragschichten gegenüber vergleichbaren konventionellen Panzerungen deutlich erhöht wird.

Bei drahtgebundenen Beschichtungsprozessen wird der realisierbare Hartstoffgehalt maßgeblich durch den Elektroden Durchmesser bestimmt. Dieser beträgt bei WSC-haltigen Fülldrahtlegierungen vom Durchmesser \varnothing 1,6 mm erfahrungsgemäß ca. 50 Gew.-%. Bei der Verarbeitung von 2,0-mm-Elektroden lässt sich der WSC-Gehalt auf bis zu 60 Gew.-% erhöhen. Die aufgrund der mit zunehmenden Drahtdurchmesser höher werdende erforderliche Abschmelzenergie führt jedoch zu einem erhöhten (temperaturinduzierten) Zerfall der thermodynamisch instabilen WSC-Karbide. Durch den Einsatz von randzonenaufgekohltem cWSC lässt sich also der Vorteil des reduzierten Karbid-Zerfalls mit einem hohen Hartphasenanteil in entsprechenden Legierungen kombinieren. Im Rahmen dieser Arbeit wurde daher eine an das betrachtete Tribosystem angepasste cWSC-verstärkte Fe-Basislegierung entwickelt und als 2,0-mm-Fülldrahtelektrode verarbeitet.

5.2. Geregelter Kurzlichtbogen-Prozess

Die bislang genutzten schweißtechnischen Beschichtungsverfahren rufen durch die hohe Energieeinbringung zum einen ein grobkörniges Gefüge mit großen Hartphasenabständen hervor, da für das diffusionsbedingte Kristallwachstum günstigere Wachstumsbedingungen vorliegen, zum anderen werden die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Substrats massiv geschädigt. Diese Verschleißschutzmaßnahme ist also wenig effektiv, da die Beschichtungen keine (feindisperse) Hartphasenbildung aufweisen, die kleiner ist als die mittlere Korngröße (d_{50}) des angreifenden Abrasivums. Zudem gehen die ursprünglichen Werkstoffeigenschaften der Substratwerkstoffe verloren, sodass diese nicht mehr oder nur noch eingeschränkt als Strukturbauteile bei der rechnerischen Auslegung der Anlagen einbezogen werden können. Zur Entwicklung entsprechender Hochleistungsverschleißschutzsysteme ist es deshalb im Weiteren erforderlich, hoch- und ultrahochfeste Feinkornbaustähle durch schweißtechnische Beschichtungsverfahren zu panzern, ohne dass die ursprünglichen Grundwerkstoffeigenschaften irreversibel geschädigt werden. Dies ermöglicht, dass die gepanzerten Substratwerkstoffe als hochbelastete Strukturbauteile eingesetzt werden können. Dadurch können zum einen Leichtbauziele realisiert werden, da die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Grundwerkstoffes weitestgehend erhalten bleiben, und zum anderen sind erhebliche Standzeitverlängerungen möglich, indem die Schichteigenschaften zielführend optimiert werden.

Durch Variation der Schweißspannung und Stromstärke ergeben sich unterschiedliche Werkstoffübergänge, die jeweils aus dem sich einstellenden Lichtbogen resultieren. Die

nachfolgende Abbildung zeigt die jeweiligen Lagen der zu unterscheidenden Lichtbogenarten in Abhängigkeit der genannten Prozessgrößen.

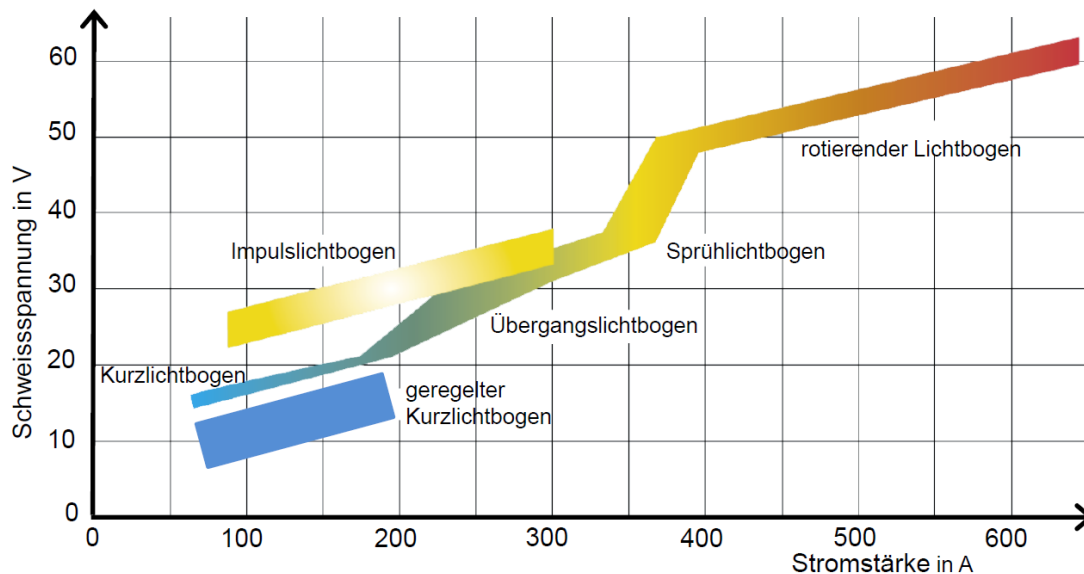


Abbildung 38: Lage der Lichtbogenarten im U-I-Diagramm [Ech13, Fah11, N.N.11]

Tabelle 9: Werkstoffübergänge in Abhängigkeit der Lichtbogenart, in Anlehnung an [Fah11, Kil99, Sch85]

Lichtbogenart	Werkstoffübergang
Kurzlichtbogen	feintropfig, kurzschlussbehaftet
Übergangslichtbogen	grob tropfig, teils kurzschlussbehaftet
Impulslichtbogen	definiert und kurzschlussfrei
Sprühlichtbogen	feintropfig, kurzschlussfrei
rotierender Lichtbogen	verschiedene Werkstoffübergänge

Der in den Substratwerkstoff eingebrachte Energieeintrag lässt sich durch den konventionellen Kurzlichtbogen-Prozess in der Regel nur bei einer unzureichenden Ausbildung der Schweißraupen reduzieren. Die Schweißraupen weisen hierbei tiefe Einbrände bei relativ hohen Aufmischungen auf, wodurch insbesondere beim Auftragschweißen die Schweißgeschwindigkeit nach oben begrenzt ist [Ber13]. Aus dieser Situation heraus haben sich moderne GKLB-Schweißprozesse entwickelt, bei denen sich die Tropenablösung durch eine gezielte Prozessregelung einstellt und der Kurzschlussstrom herabgesetzt wird. Charakteristisch für die GKLB-Technik ist neben dem geringen Wärmeeintrag vor allem die kontrollierbare Schmelzbaderstarrung, die in ihrer Kombination mit der reduzierten Energieführung die Möglichkeit für ein aufmischungsarmes Auftragschweißen bietet. Der Energieeintrag in der Kurzschluss- und Zündphase wird – je nach Schweißstromquellenhersteller – mechanisch oder direkt über die Stromquelle geregelt, um hierdurch zum einen den Energieeintrag weiter zu senken und zum anderen die Prozessstabilität zu erhöhen. Durch die Reduzierung des Kurzschlussstroms wird außerdem das explosionsartige Verdampfen der Metallschmelze unterbunden, wodurch die Spritzerbildung deutlich eingedämmt werden kann [Ege09, Mat91, Wes09, Wes11a, Wes12d]. Der Vergleich einer mit unterschiedlichen Lichtbogenarten her-

gestellten FeCrCNb-Beschichtung zeigt, dass bei Betrachtung der Endkraterausbildung, die von der Schmelzbadgröße und somit von der Energieeinbringung abhängig ist, bei den GKLb-Verfahren deutlich kleiner ausfällt als bei Einsatz der konventionellen MSG-Prozesstechnik.

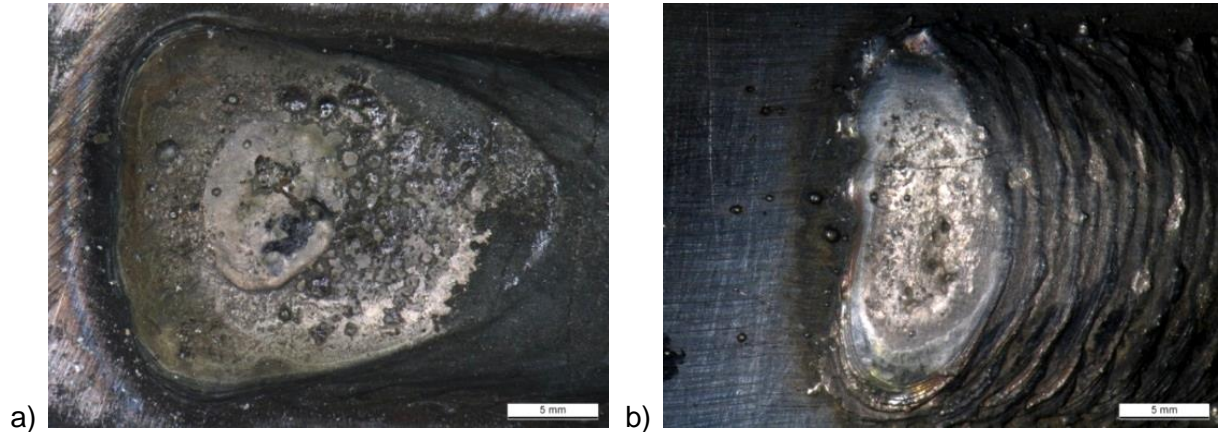


Abbildung 39: Makroaufnahmen von FeCrCNb-Endkraterausbildungen, links: MSG, rechts: GKLb

Der geregelte Kurzlichtbogen (GKLb) als modifizierter MSG-Lichtbogen liegt im U-I-Diagramm unterhalb des Kurzlichtbogen-Bereichs. Es wird also mit Strömen zwischen etwa 75 und 200 A bei Spannungen von teilweise 5 bis 15 V gearbeitet. Zwischen stromführendem Draht und Schmelzbad kommt es während des Tropfenübergangs zu einem Kurzschluss. Nach der Tropfenablösung erfolgt unter verminderter Spritzerbildung anschließend ein Wiederezünden des Lichtbogens. Der Werkstoffübergang ist feintropfig und entsprechend kurzschlussbehaftet [N.N.10, N.N.11, Wes09, Wes11a, Wes12d].

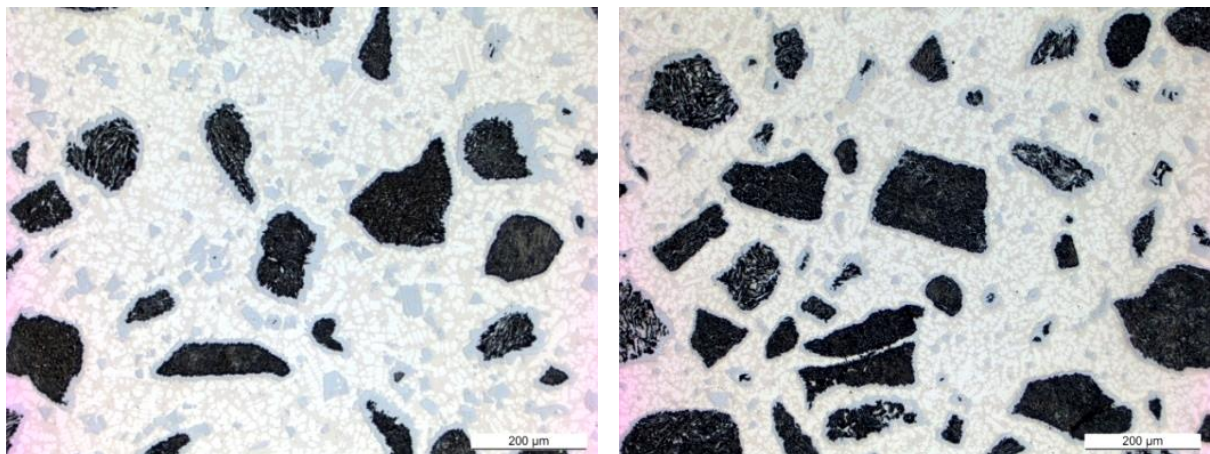


Abbildung 40: Prozessabhängiger Gefügevergleich von NiBSi + WSC, links: MSG, rechts: GKLb [Wes14]

Zum aktuellen Stand der Forschung werden Entwicklungen zum schweißtechnischen Panzern thermisch empfindlicher Substrate hinsichtlich einer werkstoffseitigen Anpassung einsetzender Verschleißschutzwerkstoffe in Verbindung mit diesen Prozessen unternommen [Wes15a-d, Wes17a, Wes17d]. Hierbei konnte bereits gezeigt werden, dass durch den Ein-

satz der modernen GKLB-Prozesstechnik gegenüber konventionellen Beschichtungsverfahren eine Feinung arteigener Hartphasen möglich ist beziehungsweise bei der Verarbeitung WSC-haltiger Ni-Legierungen der auftretende Karbid-Zerfall, der sich anhand der Ausprägung eines Auflösungsbaums und der Bildung von WC charakterisieren lässt, deutlich reduziert werden kann [Ech13, Wes11a, Wes14, Wes15a-d, Wes17a, Wes17d].

Der Vergleich typischer Gefüge von FeCrCNb-Legierungen verarbeitet mit unterschiedlichen Beschichtungsprozessen zeigt, dass mit reduzierter Energiezufuhr die Hartphasengröße abnimmt, da das thermisch aktivierte Wachstum der sich ausbildenden Hartphasen ersichtlich eingeschränkt wird. Die Hartphasengröße des GKLB-hergestellten Gefüges liegt zwischen der mit dem PPA-Verfahren und der durch Laserauftragschweißen hergestellten Schicht. Die prozessbedingte Verbesserung der Schichtqualität lässt damit eine Leistungssteigerung entsprechender Beschichtungen vor allem hinsichtlich der Verschleißperformance unter feinabrasiv-erosiver Beanspruchung erwarten [Oli08, Wes15a-d, Wes17a, Wes17d].

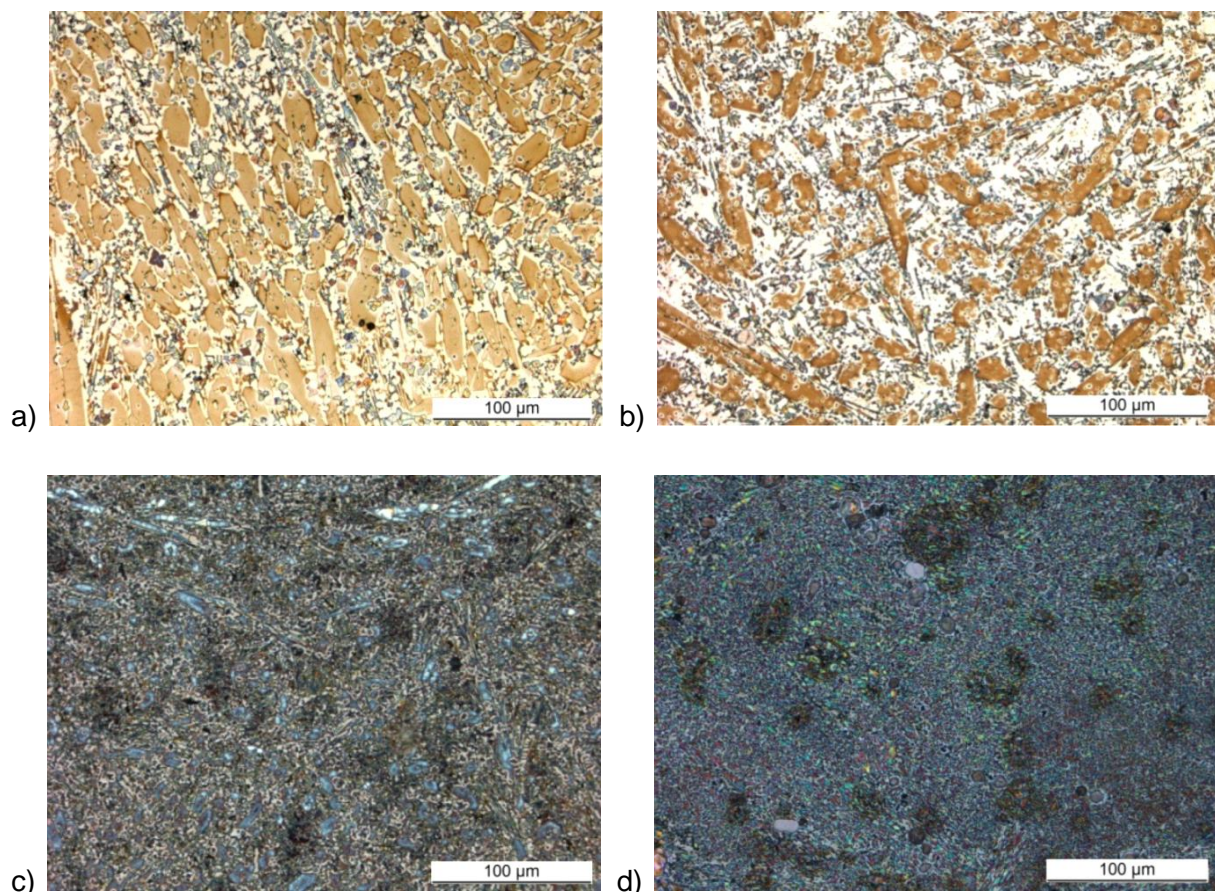


Abbildung 41: Prozessabhängige Hartphasenausbildung an FeCrCNb-Legierung: a) MSG, b) PPA, c) GKLB, d) Laser [Hec15a-b, Wes14]

5.2.1. Verschiedene GKLB-Verfahren im Vergleich

Eine einheitliche Bezeichnung für den GKLB-Prozess existiert gegenwärtig noch nicht. Die Prozesstechnik trägt je nach Hersteller einen firmenspezifischen Namen. Somit sind aktuell

neben dem STT-, RMDTM- und CSC-Prozess sowie einer Wechselstrom- (AC-)MSG-Technologie vor allem der CMT- und coldArc®-Schweißprozess bekannt. Bei der GKLB-Prozesstechnik werden der Kurzschlussstrom und der Stromanstieg beim Wiederzünden des Lichtbogens nach dem Werkstoffübergang im Kurzschluss regelungstechnisch beziehungsweise elektronisch über die Schweißstromquelle begrenzt. Durch die mechanische Unterstützung eines reversierenden Drahtvorschubs kann die Tropfenablösung zusätzlich unterstützt werden. In der nachfolgenden Tabelle findet sich eine Übersicht ausgewählter derzeit verfügbarer Prozesstechniken in Verbindung mit der eingesetzten Regeltechnik.

Tabelle 10: Ausgewählte GKLB-Prozesse nach Herstellern, in Anlehnung an [DeR03, Cuh08, Höc06, Bru05, Bru08a-b, N.N.07, N.N.10]

Prozess	Hersteller	Regelung	Technologie
SST	Lincoln Electric	elektronisch	elektronische (pulsförmige) Regelung und Überwachung der Stromstärke
RMD TM	Miller	elektronisch	Reduzierung des Schweißstroms innerhalb der Zündphase
CSC	Miller	elektronisch und mechanisch	Regelung durch Kombination aus angepasstem Stromverlauf und positiver sowie negativer Drahtbewegung
CP	Cloos	elektronisch	Impulslichtbogen mit Wechselstromanteilen
AC-MIG	OTC Daihen	elektronisch	
CMT	Fronius	mechanisch und elektronisch	<ul style="list-style-type: none"> • prozessintegrierte reversierende Drahtbewegung • Reduzierung des Kurzschlussstroms • mechanische Variation der Lichtbogenlänge
coldArc®	EWM	elektronisch	Regelung des Stromverlaufs innerhalb der Kurzschlussphase über die Stromquelle

Beim STT-Prozess (Surface Tension Transfer) – entwickelt von der Fa. Lincoln Electric – handelt es sich um einen elektronisch geregelten Kurzlichtbogen-Schweißprozess, bei dem die Schweißstromstärke unabhängig von der Drahtvorschubgeschwindigkeit pulsförmig geregelt und überwacht wird [DeR2003]. Sowohl der RMDTM- (Regulated Metal Disposition) als auch der CSC-Prozess (Control Short Circuit) sind eine Entwicklung der Fa. Miller Electric. Während jedoch der RMD-Schweißprozess ähnlich wie der STT-Prozess über eine Reduzierung des Schweißstroms innerhalb der Zündphase arbeitet [Cuh08], geschieht die Regelung des CSC-Prozesses durch eine Kombination aus angepasstem Stromverlauf und positiver sowie negativer Drahtbewegung [Höc06]. Die AC-MSG-Technologie wird aktuell von den Fa. OTC Daihen Europe GmbH (AC-MIG-Prozess) und CLOOS (CP, Cold Process) vertrieben. In beiden Prozessen kommt ein Impulslichtbogen mit Wechselstromanteilen zum Einsatz [Höc06]. Wesentlich bei dieser Technologie ist die negative Polung beziehungsweise Stromphase, da hier der Großteil der Energie zum Abschmelzen der Elektrode genutzt wird und somit der Energieeintrag in den Grundwerkstoff gering ist [Höc06]. Der CMT-Prozess (Cold Metal Transfer, Fa. Fronius) hebt sich vom konventionellen MSG-Schweißprozess in erster Linie durch eine direkt in den Prozess integrierte reservierende Drahtbewegung ab, womit bei diesem Schweißprozess auch die Drahtelektrode als Regelgröße dient. Ferner kommt es

beim CMT-Prozess ebenfalls zu einer Reduzierung des Kurzschlussstroms, woraus ein nahezu stromloser Werkstoffübergang resultiert. Darüber hinaus kann die Lichtbogenlänge mechanisch variiert werden, was eine präzise Regelung des Prozesses möglich macht, indem die Elektrode nach jedem Kurzschluss in definierten Zeitabständen neu eingestellt wird [Bru05, Bru08a-b].

5.2.2. EWM-coldArc®-Prozess

Der coldArc®-Prozess wurde von der Fa. EWM HIGHTEC WELDING GmbH entwickelt. Diese Entwicklung hatte zum Ziel, Ultraleichtbauteile schweißtechnisch fügen zu können, was mit den bisherigen Schutzgasschweißverfahren nicht möglich gewesen ist. Es musste daher eine Variante des robusten MIG/MAG-Prozesses gefunden werden, die extrem wenig Wärme in den Werkstoff einbringt und dennoch eine sichere Verbindung schafft. Dies gelingt mit dem coldArc®-Prozess, der mit einem geregelten (modifizierten) Kurzlichtbogen arbeitet und bei dem alle Eingriffe in den Prozessablauf über die Stromquelle erfolgen und somit keine mechanischen Änderungen an den bisher genutzten Schweißbrennern notwendig sind. Beim coldArc®-Schweißprozess wird der Stromverlauf innerhalb der Kurzschlussphase ausschließlich über die Stromquelle geregelt, sodass zur Lichtbogenregelung keine mechanische Unterstützung durch den Drahtantrieb erforderlich ist ($v_D = \text{const.}$). Es erfolgt eine hochdynamische Messung der Schweißspannung, die einerseits als Regelgröße für den Stromverlauf dient und andererseits für eine Reduzierung des Stroms während der Lichtbogen-Zündung sorgt.

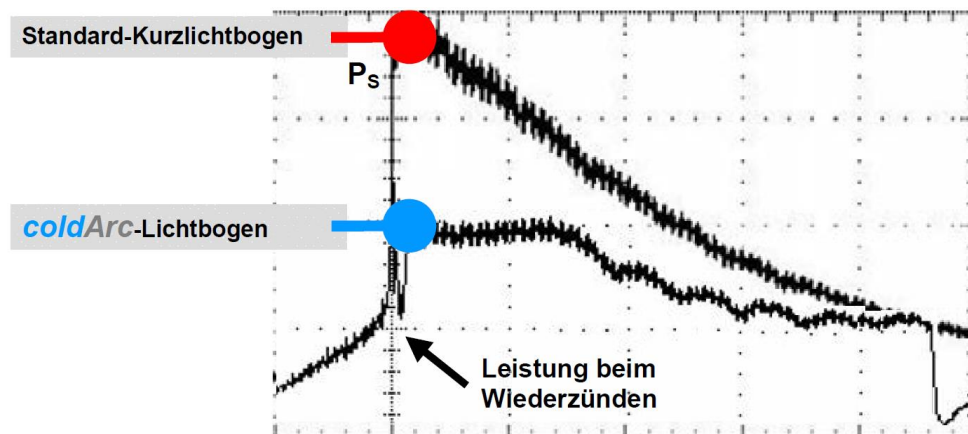


Abbildung 42: Leistungsverläufe des Standard-Kurz- und coldArc®-Lichtbogens [Goe05]

Unmittelbar nach dem Wiederzünden des Lichtbogens kommt es zum Anschmelzen des freien Elektrodenendes, indem kurzzeitig Energie in Form eines Stromimpulses bereitgestellt wird. Im Anschluss wird der Strom durch die Stromquelle automatisch herabgesenkt. Damit wird beim coldArc®-Prozess kontrolliert Einfluss auf die Leistung beim Wiederzünden genommen, was letztlich zusammen mit einer gleichbleibend großen Tropfenausbildung zu einer geringeren thermischen Beeinflussung des Substrats führt. Die Vorteile gegenüber

konventionellen MSG-Schweißverfahren sind also ein deutlich reduzierter Wärmeeintrag sowie ein kälterer Werkstoffübergang [N.N.07, N.N.10].

In der folgenden Abbildung werden die einzelnen Prozessschritte sowie die Strom- und Spannungsverläufe des herkömmlichen MIG/MAG- mit dem des modernen coldArc®-Prozesses verglichen, um so die Gemeinsamkeiten beziehungsweise Unterschiede in ihrer Funktionsweise aufzuzeigen.

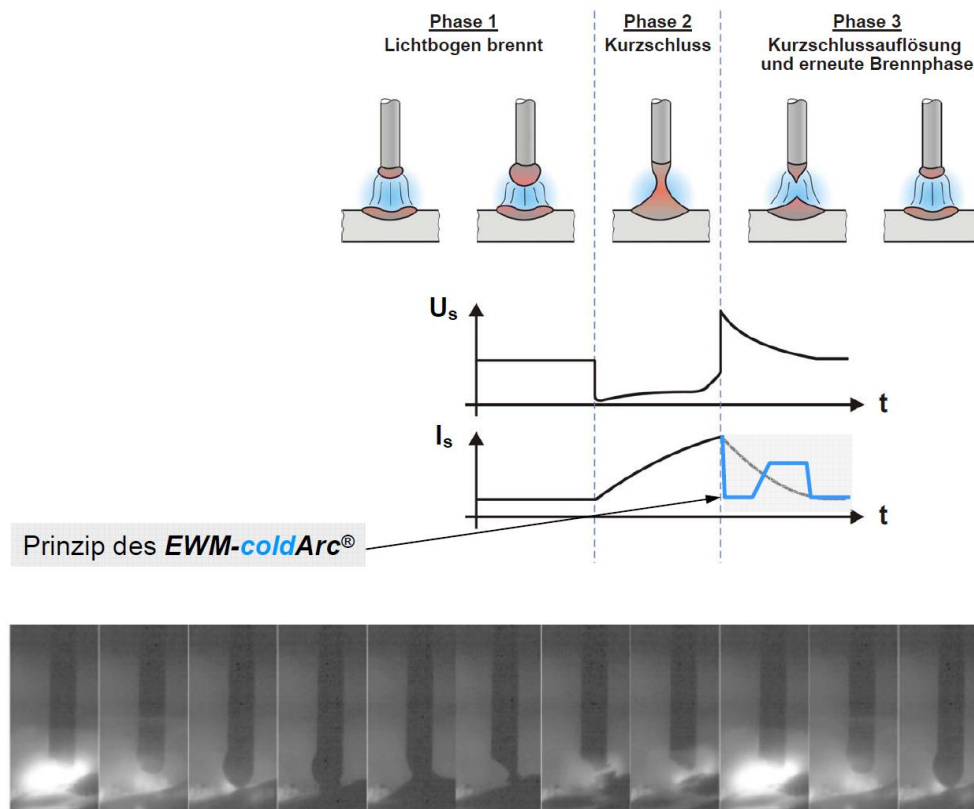


Abbildung 43: EWM-coldArc®-Prozessablauf, oben: Prozessschritte und Strom-/Spannungsverläufe [EWM14], unten: Sequenz des Werkstoffübergangs aus 8-kHz-Hochgeschwindigkeitsaufnahmen [Goe05]

Bei beiden Schweißprozessvarianten zündet zu Beginn der Lichtbogen und brennt für eine gewisse Zeit. Es bildet sich ein Tropfen und kurz darauf kommt es zur Tropfenablösung, wodurch ein kurzer Kontakt mit dem Schmelzbad entsteht und schließlich der Kurzschluss eintritt. Unmittelbar nach dem Auflösen dieser Materialbrücke zündet der Lichtbogen erneut; Strom und Spannung zeigen einen konstanten Verlauf (Phase 1). In der Kurzschlussphase (Phase 2) fällt die Spannung aufgrund eines durch die Materialbrücke hervorgerufenen geringeren Widerstandes, während der Strom bis zum Erreichen des Kurzschlussstroms zunächst ansteigt. Das Ablösen des Tropfens resultiert aus der Oberflächenspannung des Schmelzbades sowie der Joule'schen Erwärmung in Verbindung mit dem Pincheffekt. Nachdem sich die Materialbrücke wieder vollständig aufgelöst hat, steigt nun die Spannung sprunghaft an (Übergang zu Phase 3). Dieser Spannungsanstieg lässt sich dadurch begründen, dass zum Wiederzünden des Lichtbogens ein höherer Spannungsbedarf existiert. Beim

konventionellen MSG-Prozess fällt die Stromkurve durch die Induktivität des Schweißstromkreises nur langsam ab, wodurch beim Wiedierzünden eine hohe elektrische Leistung auftritt. Dies führt teilweise zum plötzlichen Verdampfen von Bestandteilen der Metallbrücke, wenn der Stromfluss nicht rechtzeitig begrenzt wird, wodurch der Prozess schnell instabil werden kann. Außerdem kommt es durch das hohe Leistungsniveau zu einem hohen Energieeintrag in den Grundwerkstoff. Beim coldArc®-Prozess wird hin gegenüber die Führungsgröße der Schweißspannung aktiv Einfluss auf die elektrische Leistung beim Wiedierzünden des Lichtbogens und damit auf die eingebrachte Energie genommen. Technisch umgesetzt wird dies über einen digitalen Signalprozessor, der es ermöglicht, den Schweißstrom unmittelbar vor dem Wiedierzünden mit einer Verweilzeit von ca. 1 μ s herabzusetzen und durch ein sanftes Zünden des Lichtbogens den Energieeintrag sowie die Spritzerbildung deutlich zu reduzieren. Anschließend wird die Stromzufuhr für eine kurze Zeit wieder erhöht, um einen Tropfen bilden zu können. Nach der Tropfenablösung wird die Stromstärke wieder auf ein geringes Grundniveau herabgesetzt und der zyklische Wechsel von Lichtbogen- und Kurzschlussphase erneut wiederholt [Ech13, Goe05, Wes14].

6. Untersuchungen

Die Herstellung eines neuartigen Verschleißschutzsystems zum Einsatz unter feinabrasiv-erosiver Beanspruchung, das eine – je nach Anwendungsfall – auf Nickel- und/oder Eisenbasis maßgeschneiderte Verschleißschutzlösung aufweist, die mit energiearmen schweißtechnischen Beschichtungsverfahren so aufgebracht wird, dass die Werkstoffeigenschaften der beschichteten hochfesten Strukturbauteile nahezu vollständig erhalten bleiben, stellt für den industriellen Gebrauch den Einstieg in ein neues Technologiefeld und damit eine wesentliche Verbesserung des aktuellen Stands der Technik dar. Für die Entwicklung maßgeschneiderter Verschleißschutzlegierungen auf Nickel- und Eisenbasis, die auf die Anforderungen der einzusetzenden energiearmen Beschichtungsverfahren zugeschnitten sind, wurden in dieser Arbeit verfügbare Mantel- und Füllwerkstoffe herangezogen. Im Rahmen von grundlegenden Verschleißuntersuchungen wurden hierfür zunächst die notwendigen Beschichtungseigenschaften eruiert. Da eine thermische Schädigung der notwendigen Karbide in der Schweißschmelze trotz Einsatz moderner geregelter und energiearmer Kurzlichtbogenverfahren ebenso wenig vollständig auszuschließen ist wie die Bildung extrem spröder Karbide, wurde zur Reduzierung der Liquidustemperatur mit den Elementen Silizium, Bor und Phosphor legiert. Hierbei besteht jedoch die Möglichkeit, dass zu hohe Gehalte dieser Elemente eine erhebliche Verschlechterung der mechanisch-technologischen Eigenschaften der Beschichtung hervorrufen. In diesen Fällen ist eine Schichthaftung trotz schmelzmetallurgischer Bindung nicht gewährleistet. Außerdem war zu untersuchen, wie stark die thermisch empfindlichen Grundwerkstoffe durch den Einsatz von diesen Beschichtungsverfahren in ihren mechanisch-technologischen Eigenschaften geschädigt werden, wozu die konträren Vorgaben an eine zuverlässige metallurgische Anbindung sowie Fehlstellen und Unregelmäßigkeiten (Energieuntergrenze), Hartstoffausbildung und -verteilung (notwendige Energieführung) und Erhaltung der Grundwerkstoffeigenschaften (Energimaximum) erfüllt werden mussten.

Im Vordergrund der experimentellen Untersuchungen standen neben der technologischen Entwicklung des Beschichtungsprozesses deshalb auch zwingend labortechnische tribosystemangepasste Verschleißtests sowie metallografische, werkstoffkundlich-technische Qualifikationen der erzeugten Schichten und Werkstoffverbundeigenschaften. Zur Bestimmung der einzustellenden Legierungsanforderungen wurden darüber hinaus Verschleißvoruntersuchungen durchgeführt, um die Verschleißmechanismen, -arten und ihren Anteil an der Werkstoffschädigung darstellen zu können. Alle Einflussfaktoren auf den Beschichtungsprozess, die erzeugte Beschichtung und den Strukturwerkstoff wurden in Abhängigkeit der eingesetzten Grund- und Zusatzwerkstoffe untersucht und hieraus Prozesskennlinien entwickelt. Aus geeignet erachteten Beschichtungen wurde anschließend Probenmaterial zu verschleißtech-

nischen und metallografischen Untersuchungen sowie zur (mechanisch-technologischen) Werkstoffprüfung hergestellt und bewertet.

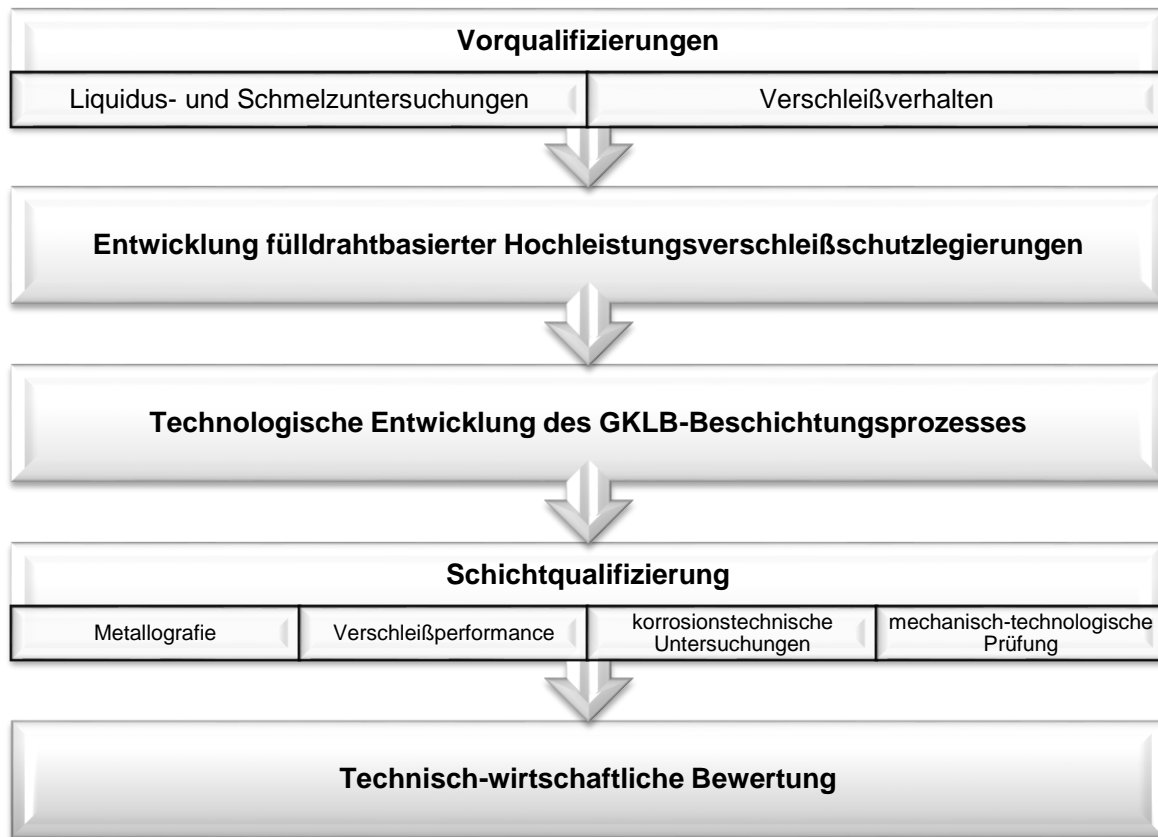


Abbildung 44: Experimenteller Versuchsplan

Zur Bestimmung des Liquidus- und Schmelzverhaltens ausgewählter Legierungen wurden in einem Hochtemperaturofen die zu untersuchenden eruierten und gattierten Legierungen erschmolzen und mit hochauflösender Messtechnik Erstarrungsbeginn und -ende der Schmelzen erfasst. Hieraus wurden das Schmelzintervall sowie die Senkung der Liquidustemperaturen in Abhängigkeit geeigneter Legierungselemente sowohl bei Nickel- als auch Eisenbasislegierungen untersucht. Nach Eruiierung der Liquidustemperaturen (legierungsabhängig im Bereich zwischen 850 bis ca. 1.200 °C) wurden die Schmelzungen im Tammann-Ofen unter Schutzgasatmosphäre (Ar) vorgenommen.

Tabelle 11: Liquidusintervalle schmelzmetallurgisch untersuchter Legierungen, in Anlehnung an [Dur15]

Bezeichnung	Werkstoffsystem	Liquidusintervall in °C
DURMAT® 58-PTA	NiCr15B3,1Si4,3Fe3,5C0,75	1.090-961
DURMAT® 59-PTA	NiB3Si3Fe<2C0,02	1.069-1.033
DURMAT® 469-PTA	Fe-Basis + NiC	1.195-846

Für die Untersuchungen des Liquidus- und Schmelzverhaltens der Grundlegierung auf Ni-Basis wurden Auswertungen für NiBSi + WSC und NiCrBSi + WSC durchgeführt. Zur Opti-

mierung der Legierungszusammensetzung wurde so vorgegangen, dass zunächst der Bor-Gehalt und Chrom-Einfluss variiert beziehungsweise untersucht und anschließend die WSC-Verteilung festgelegt wurde. Dazu wurden Auswertungen zum Liquidus-/Schmelzverhalten für DURMAT® 58- und 469- sowie für eine Mischung aus 469- und 59-PTA vorgenommen und jeweils ein Vergleich zum Schmelzverhalten des Pulverwerkstoffes vom Typ 59-PTA (Temperaturintervall: 1.069-1.033 °C) angestellt, um zunächst den Chrom- und schließlich den Bor-Einfluss auf das Schmelz- und Liquidusverhalten der Legierung zu validieren. Die Aufnahme der zeitabhängigen Temperaturwerte erfolgte durch einen Messdaten-Rekorder vom Typ ScopeCorder DL750 der Fa. Yokogawa Denki K.K.

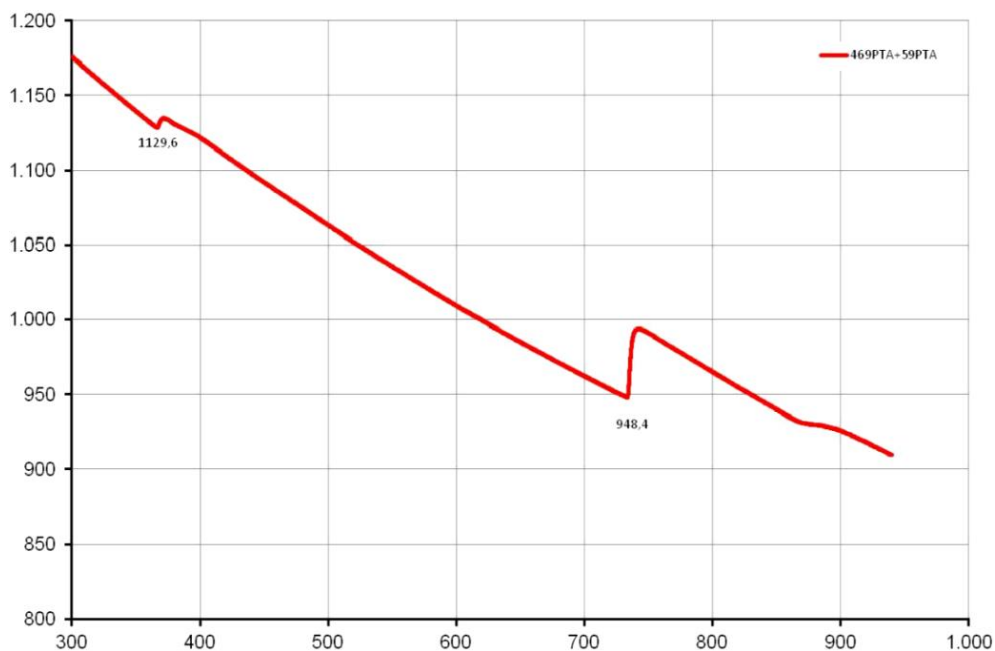


Abbildung 45: Liquidusverhalten von DURMAT® 469-PTA + 59-PTA

Es konnte gezeigt werden, dass sich mit steigendem Bor-Gehalt eine fortlaufend sinkende Liquidustemperatur einstellt. Dies hat den unmittelbaren Vorteil, dass sich Zusatzwerkstoffe mit einem erhöhten Bor-Gehalt unter verhältnismäßig geringen Temperaturen durch einen GKLB-Prozess (energiearm) verschweißen lassen und damit zusätzlich die thermische Belastung des Grundwerkstoffes reduziert werden kann. Das Liquidusintervall lässt sich somit verkürzen, wodurch eine bessere Hartstoffverteilung möglich wird. Im Weiteren lassen sich hiermit (durch Reduktion des Aufmischungsgrades) höherwertige Schichteigenschaften für die Auftragschweißungen einstellen. Zudem erhöht ein größerer Bor-Anteil in der Legierung die Härte des Beschichtungswerkstoffes und trägt damit ebenfalls zu einer verbesserten Verschleißbeständigkeit der Auftragschicht bei.

Als Benchmark zur Festlegung der einzustellenden Legierungsanforderungen wurden im Rahmen der Voruntersuchungen zum Strahlverschleißverhalten Fülldrähte der Typen Fe-CrC, FeCrNbC und FeCrNbMoC (vergleichbar mit herkömmlich genutzten Verschleißschutz-

platten), FeCrCB, NiBSi + 60 % WSC, FeV12 sowie FeTiC unter technologischen Gesichtspunkten ausgewählt, konventionell MSG-verschweißt und anschließend entsprechendes Probenmaterial (50 x 50 mm²) entnommen.

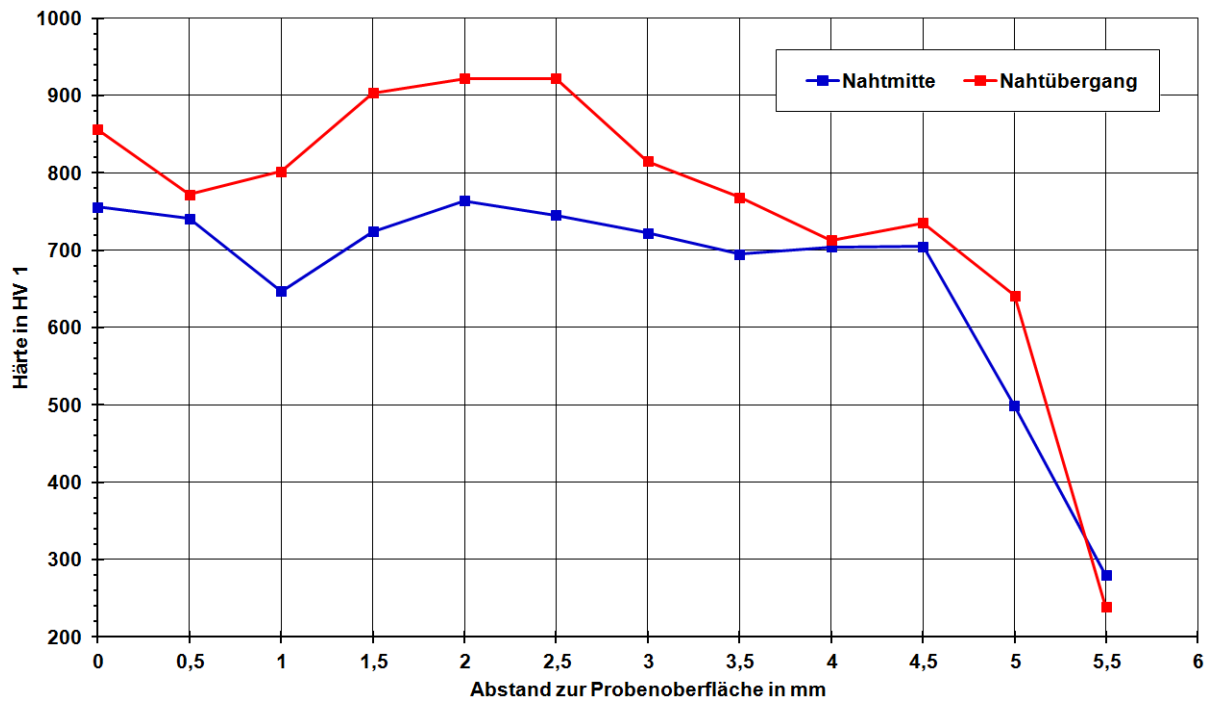


Abbildung 46: Härtevergleich an FeCrC-Schleißblech

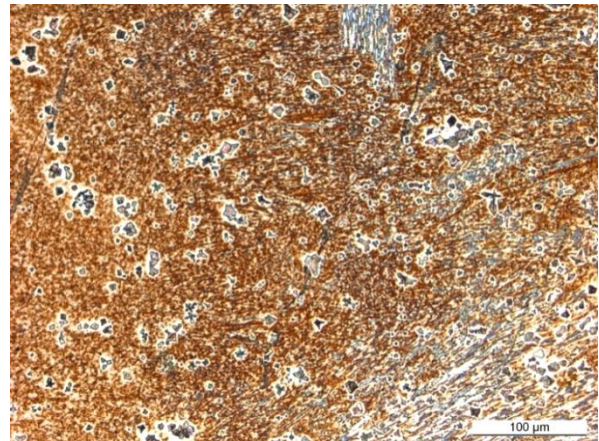
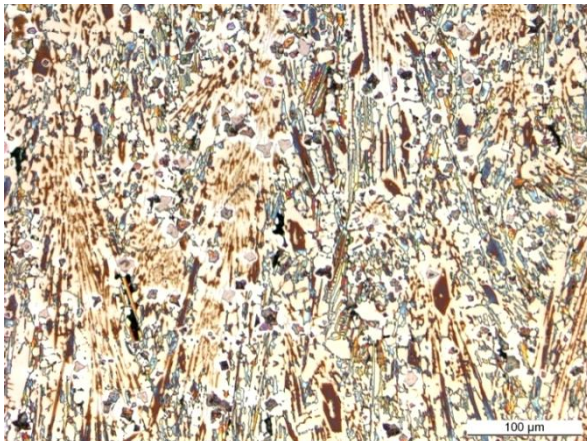
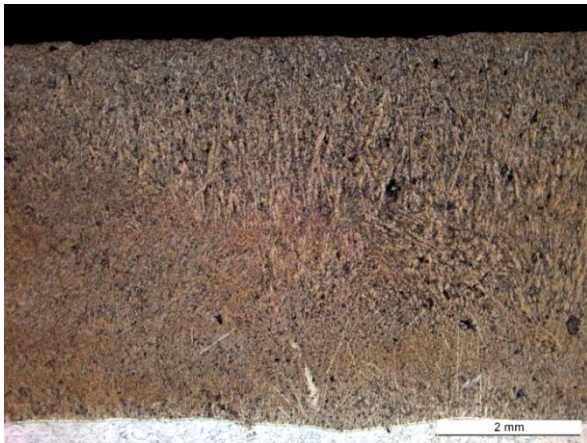


Abbildung 47: Gefügevergleich an FeCrC-Schleißblech, links: Nahtmitte, rechts: Nahtübergang

Die Vergleichswerkstoffe wurden einem Test unter der Beanspruchung mit Zementstaub (Holcim Fluvio 4, $d_{50} = 16 \mu\text{m}$) bei 7,5 bar Strahldruck und 140 g/min Abrasivgutmassenstrom einer Prüfzeit von insgesamt 2 h (Zwischenmessung jeweils nach 1 h) ausgesetzt (Prüfung unter RT, 20 °C). Hierbei konnte festgestellt werden, dass unter 10° (in Schweißnahtichtung) die Eisenbasislegierungen mit VC beziehungsweise TiC einen besonders hohen Verschleiß aufweisen und die FeCrC-Werkstoffe neben der Verschleißschuttschicht Ni-Basis + WSC im Nahtübergang eine höhere Verschleißbeständigkeit zeigen als in der Nahtmitte. Dies konnte durch Härtereihenmessungen an Nahtmitte und -übergang für diese Werkstoffe zusätzlich verifiziert werden, indem (tendenziell) in allen Fällen am Nahtübergang eine höhere Härte nachgewiesen werden konnte. Durch metallografische Untersuchungen der Werkstoffe zeigte sich jeweils im Nahtübergang ein feineres Gefüge mit im Vergleich zur Nahtmitte deutlich feiner ausgeschiedenen Phasen und Hartstoffen.

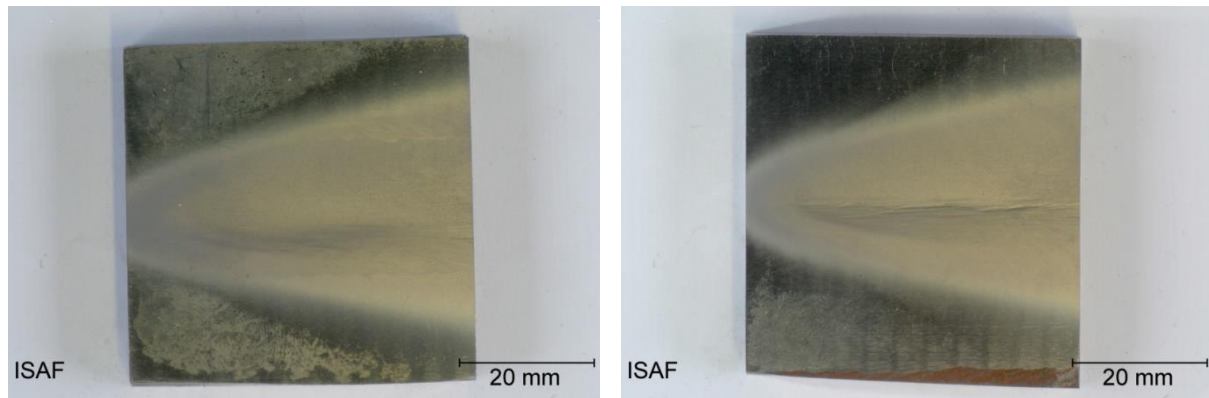


Abbildung 48: FeV12-Beschichtung nach Strahlverschleißbeanspruchung unter 10°, Makroaufnahmen, links: Nahtmitte, rechts: Nahtübergang

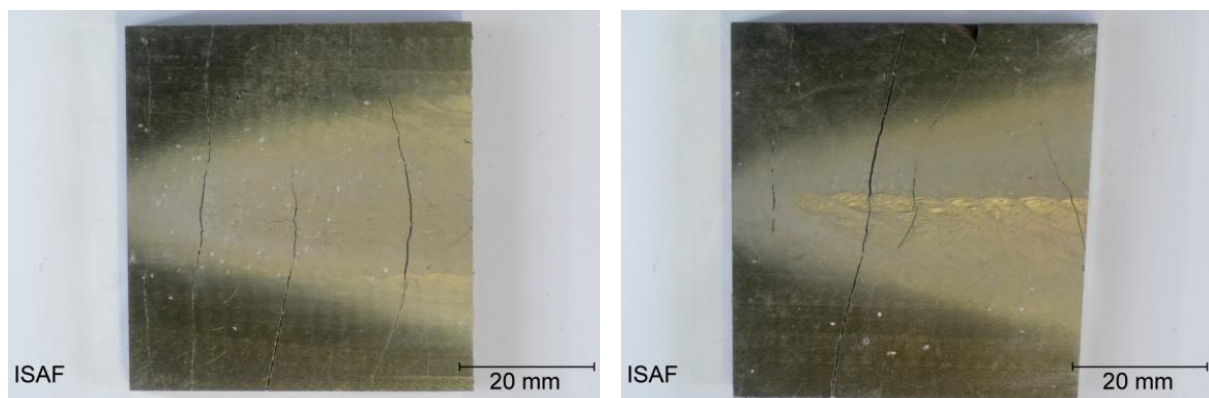


Abbildung 49: FeCrC-Schleißblech nach Strahlverschleißbeanspruchung unter 10°, Makroaufnahmen, links: Nahtmitte, rechts: Nahtübergang

Zudem zeigte sich, dass insgesamt die FeCrC-Verschleißschutzplatten – vor allem das Schleißblech vom Typ FeCrNbMoC – ein gutes Schrägstrahlverschleißverhalten ($\alpha =$

10°) zeigen und damit ein hohes Verschleißschutz-Potenzial bieten, der höchste Verschleißschutz jedoch durch den Werkstoff FeCrCB gegeben ist.

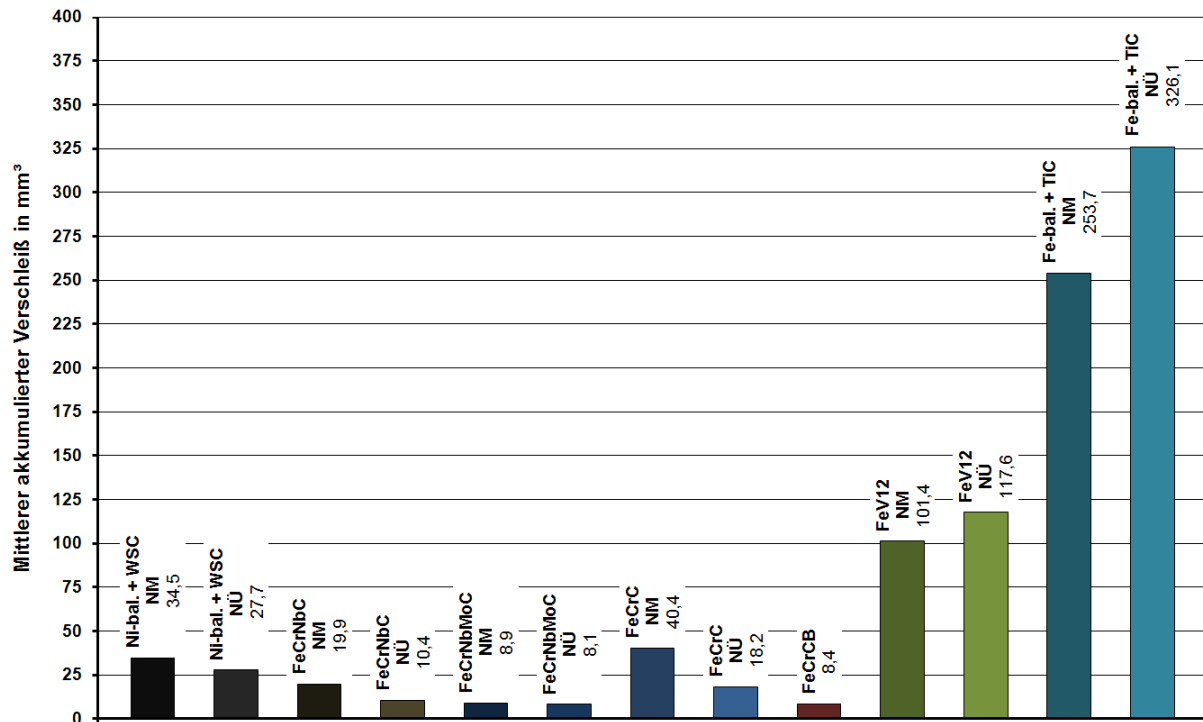


Abbildung 50: Vorqualifizierung unter 10°-Schrägstrahlverschleißbeanspruchung

Beim Prallverschleiß ($\alpha = 90^\circ$) konnte die sich bei 10° ergebende Reihung unter den Verschleißschutzschichten bestätigt werden. Die Legierung Fe-Basis + TiC versagte hierbei bereits vollständig nach 1 h Versuchszeit. Dementsprechend konnten die Beschichtungswerkstoffe FeTiC sowie FeV12 für nähere (schweißtechnische) Untersuchungen beziehungsweise für die Legierungsentwicklung als entsprechend irrelevant eingestuft werden.

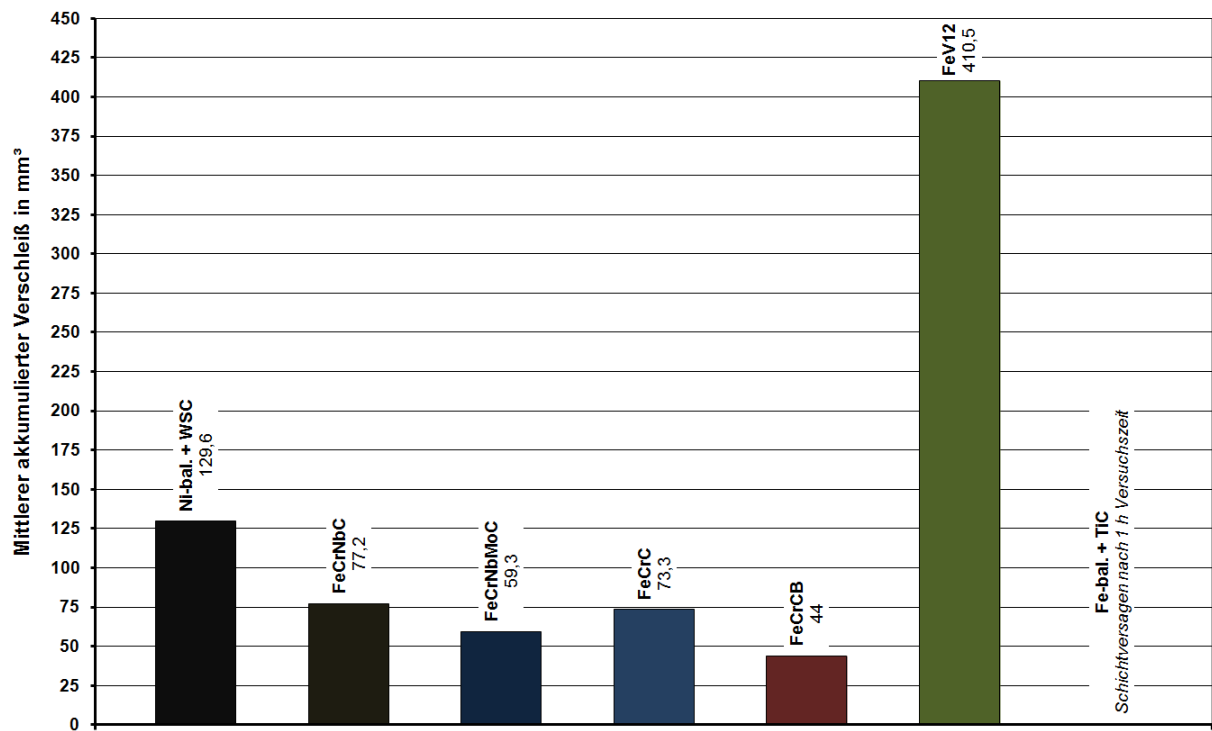


Abbildung 51: Vorqualifizierung unter 90°-Prallverschleißbeanspruchung

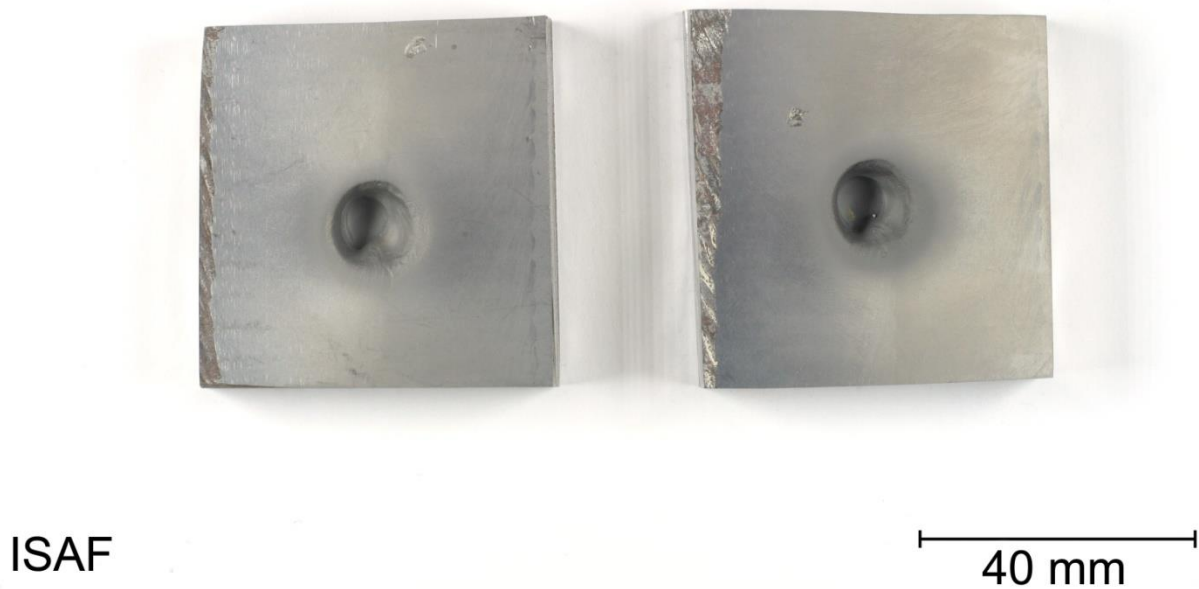


Abbildung 52: FeV12-Beschichtung nach 90°-Prallverschleißbeanspruchung, Makroaufnahme

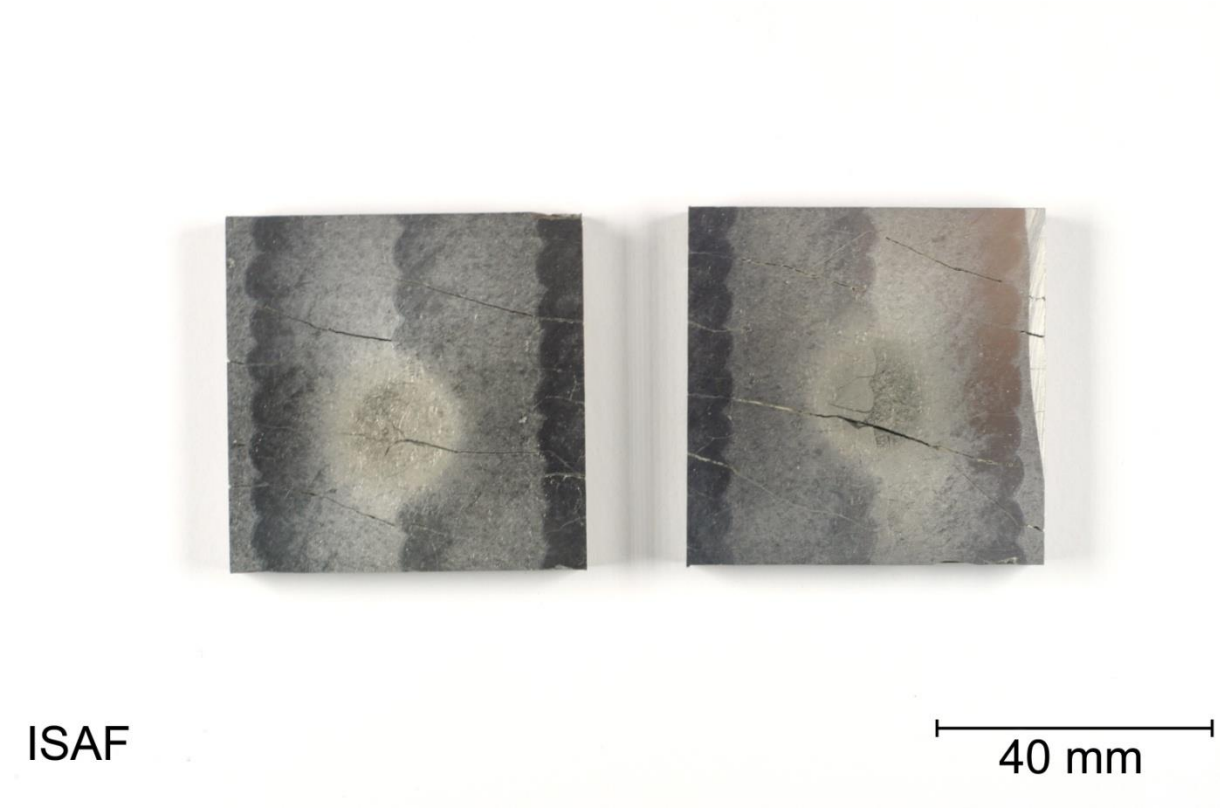


Abbildung 53: FeCrCB-Beschichtung nach 90°-Prallverschleißbeanspruchung, Makroaufnahme

In Anlehnung an die Vorqualifizierungen wurden fülldrahtbasierte (\varnothing 1,6-2,0 mm) Fe- und Ni-Basislegierungen entwickelt und verarbeitet. Um den aktuellen Stand der Technik abzubilden, wurde zunächst eine vorzugsweise für den Anwendungsfall eingesetzte und für den GKLB-Prozess modifizierte WSC-verstärkte NiCrBSi-Fülldrahtlegierung – auch für die spätere Qualifizierung unter korrosiven Bedingungen – mit einem hohen Hartphasenanteil (\varnothing 2,0 mm) entwickelt und verschweißt.

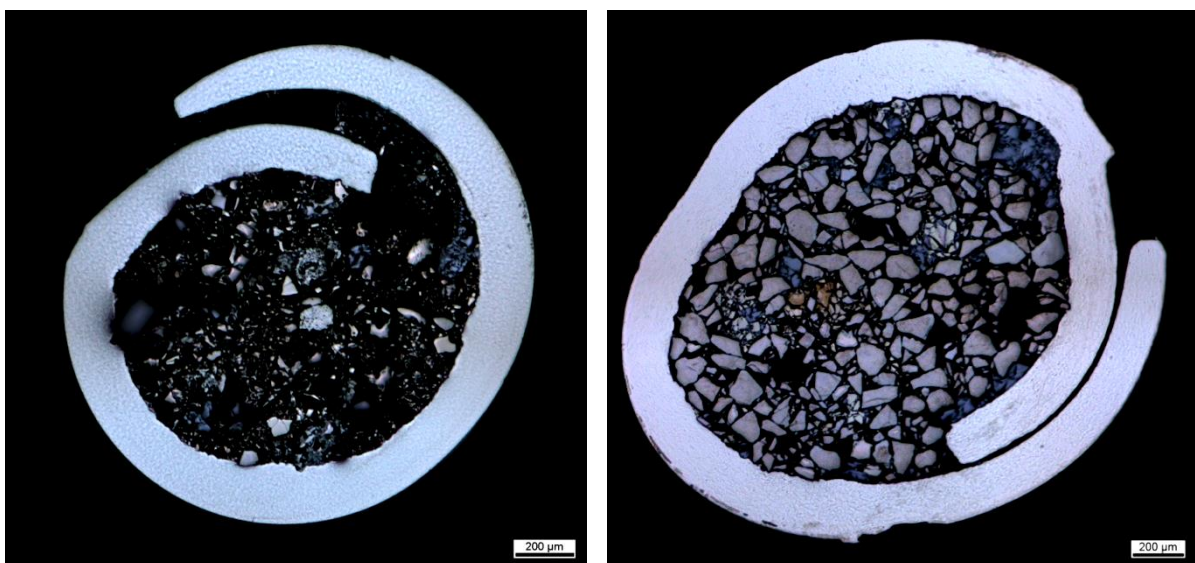


Abbildung 54: Querschliffe an neu entwickelten Fülldrahtelektroden, links: FeCrB, rechts: Fe-bal. + cWSC

Als neuartige und für das relevante Tribosystem speziell entwickelte Fe-Basislegierungen kamen eine hochchrom-hochborhaltige Hartlegierung, eine ebenfalls Cr-Borid-bildende Fe-Basislegierung mit zusätzlichen Legierungsanteilen an VC und NbC sowie als Vergleichswerkstoff eine herkömmliche hochchrom-hochkohlenstoffhaltige Fe-Basis vom Typ FeCrC zum Einsatz.

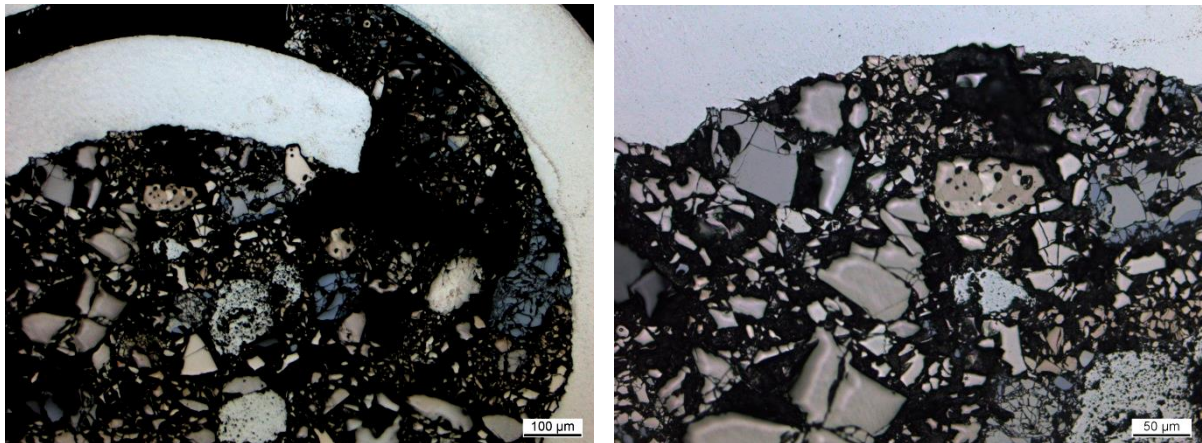


Abbildung 55: Querschliff an neu entwickelter FeCrB-Fülldrahtelektrode

Für die Beanspruchung unter Prallverschleiß ($\alpha = 90^\circ$) im Kantenbereich wurde eine Fe-basierte Pseudolegierung mit thermodynamisch stabilisiertem WSC (cWSC) entwickelt und prüftechnisch der derzeit hier konventionell eingesetzten Verschleißschutzlegierung *soudokay* SK 900-O (Fe-Basis + WSC) der Fa. Böhler Welding Group GmbH gegenübergestellt.

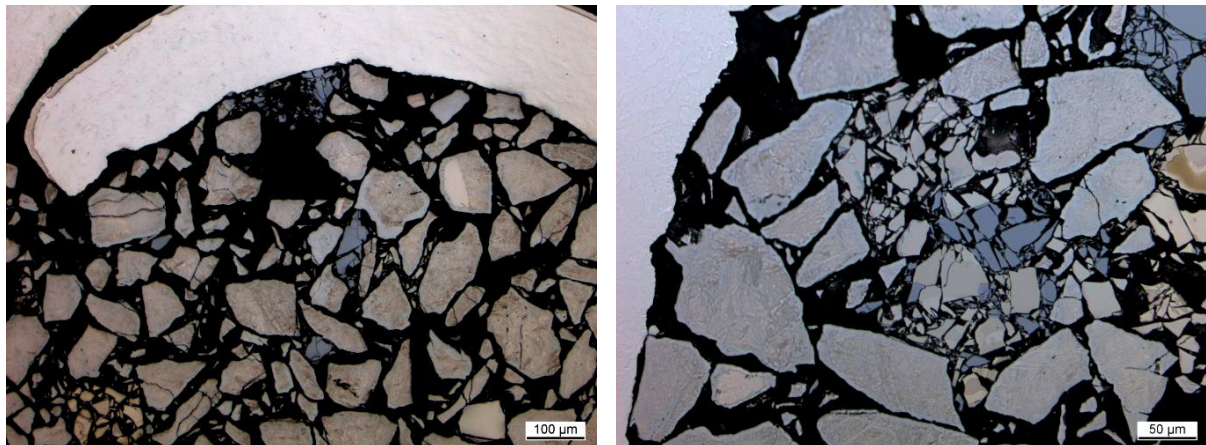


Abbildung 56: Querschliff an neu entwickelter cWSC-verstärkter Fe-Fülldrahtelektrode

Tabelle 12: Übersicht fülldrahtbasierter Versuchswerkstoffe

Beanspruchungs- winkel	Werkstoff	Draht-Ø in mm	Hartstoffe	bal.
$0 \leq \alpha < 90^\circ$	NiCrBSi + WSC	2,0	WSC	Ni
	FeCrC	1,6	Cr ₇ C ₃	Fe
	FeCrB		CrB/Cr ₂ B	
	FeCrNbVBC		CrB/Cr ₂ B, VC	
	Duroloy 625		Cr ₇ C ₃ , intermetallische Hartphasen	

$\alpha = 90^\circ$	DO*332	2,0	Cr ₇ C ₃ , CrMoC	
	SK 900-O		WC, FeW-C	
	Fe-Basis + cWSC		cWSC	

Die Werkstoffauswahl basierte zudem auf der Entwicklung und Herstellung legierungsähnlicher Fülldrahtwerkstoffe, die in weiteren Vorversuchen zunächst unter dem Einsatz eines hochabrasiven Al₂O₃-Abrasivstoffes bei somit relativ kurzen Prüfzeiten vorqualifiziert werden konnten. Hierbei handelte es sich um (c)WSC-verstärkte Pseudolegierungen auf Fe-Basis mit unterschiedlichen Hartphasen- und Legierungsanteilen. Um einen möglichst hohen WSC-beziehungsweise cWSC-Füllgrad zu erreichen, wurden alle Werkstoffe fülldrahtbasiert mit einem Elektrodendurchmesser von 2,0 mm konzipiert, hergestellt und schweißtechnisch verarbeitet. Die ausgewählten Systeme sowie die jeweils relevanten Hartstoffe finden sich in der nachfolgenden Tabelle.

Tabelle 13: (c)WSC-verstärkte Pseudolegierungen auf Fe-Basis

Werkstoff	bal.	Draht-Ø in mm	Hartstoffe
Fe-Basis + cWSC	Fe	2,0	cWSC
FeCrC + cWSC			cWSC, Cr ₇ C ₃
FeCrVC + WSC			WSC, VC, Cr ₇ C ₃
FeCrVC + cWSC			cWSC, VC, Cr ₇ C ₃
FeCr ⁺ VC + cWSC ⁺			cWSC, VC, Cr ₇ C ₃

Außerdem wurden insbesondere für eine Vergleichsprüfung unter Korrosion zwei herkömmliche Legierungen vom Typ DURMAT® Duroloy 625 (Durum Verschleißschutz GmbH) und EnDOTec® DO*332 (Castolin GmbH) mit in das Versuchsprogramm aufgenommen. Als Referenzverschleißschutzwerkstoffe wurden konventionelle schweißtechnisch aufgetragene Verschleißschutzschichten nach DIN 8555 ebenfalls auf Fe-Basis vom Typ EIPA 480 (S235 6+4 mm) und 550 (13CrMo4-5 6+4 mm) der Fa. EIPA Eisen Palmen GmbH untersucht, die herkömmlicher Weise auf unlegierten, aber auch niedrig- bis hochlegierten Stählen aufgebracht werden und hauptsächlich bei der Panzerung von Schneckenflügeln, -wellen und -förderern sowie beim Verschleißschutz von Zellenradschleusen, Trogkettenförderern und Mischern Einsatz finden [N.N.15b].

Tabelle 14: Eigenschaften untersuchter Referenzschleißbleche, in Anlehnung an [Ven14]

EIPA-Typ	Werkstoffsystem	Hartstoffe	Substrat	Blechdicke in mm	Schichthärte in HRC
480	Fe-Cr-C	Cr ₇ C ₃ , CrB/Cr ₂ B	S235	6+4	57
550	Fe-Cr-C-Mo-Nb-W-V	Cr ₇ C ₃ , NbC, VC, WC	13CoMo4-5	6+4	64,2

Zur Qualifizierung der unterschiedlichen Verschleißschutzlegierungen und -werkstoffe wurden Auftragschweißungen auf einem wasservergüteten Feinkornbaustahl der Güte S960QL ($R_{eH} = 960$ MPa bei $t \leq 50$ mm, RT) durchgeführt (Herstellerbezeichnung: XABO® 960, EN-Kurzname: S960QL, Werkstoff-Nr.: 1.8933) [N.N.05].

Tabelle 15: XABO® 960 (S960QL, 1.8933), Schmelzanalyse (in Gew.-%), in Anlehnung an [N.N.05]

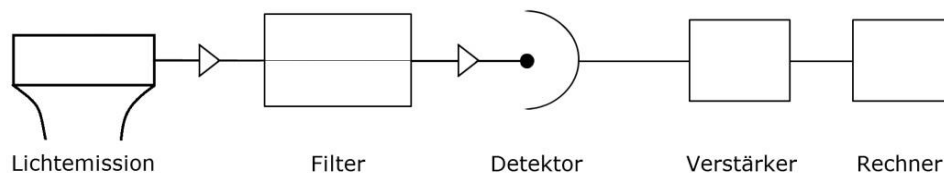
C	Cr	Mo	Mn	Ni	P	S	Si	V
≤ 0,18	≤ 0,8	≤ 0,7	≤ 1,6	≤ 2	≤ 0,02	≤ 0,01	≤ 0,5	≤ 0,1

Die erzeugten Schichten wurden durch umfangreiche metallografische Untersuchungen bewertet und alle Verschleißschutzwerkstoffe verschleiß- und teilweise korrosionstechnisch qualifiziert. Die Probenentnahme aus den schweißtechnisch hergestellten Hartauftragungen erfolgte mittels Funkenerosion und die Bestimmung der Werkstoffdichten (ρ_{SG}) pyknometrisch durch Wägung mithilfe eines (justierten) Pyknometers nach Hubbard (DIN EN 12806:2003-08, DIN ISO 3507:2002-02 und ASTM D70-09e1):

$$\rho_{SG} \left[\frac{g}{cm^3} \right] := \frac{m_2 - m_0}{(m_1 - m_0) - (m_3 - m_2)} \left[\frac{g}{g} \right] \cdot \rho_W \left[\frac{g}{cm^3} \right] = \frac{m_2 - m_0}{m_1 + m_2 - m_0 - m_3} \cdot \rho_W \left[\frac{g}{cm^3} \right] \quad (6.1)$$

- m_0 : Masse des leeren Pyknometers
- m_1 : Masse des mit Wasser gefüllten Pyknometers
- m_2 : Masse des leeren Pyknometers und des Schweißgutes
- m_3 : Masse des mit Wasser gefüllten Pyknometers und des Schweißgutes
- ρ_{SG} : Werkstoffdichte (Schweißgut)
- ρ_W : temperaturabhängige Dichte des Wassers

Neben der Bestimmung der Schichthärten wurden Kleinlast-Härtemessungen im Bereich der WEZ durchgeführt. Außerdem wurden die chemischen Zusammensetzungen am jeweils erzeugten Schweißgut durch Atomemissionsspektroskopie (AES), oft auch als optische Emissions- (OES) oder Flammenspektroskopie bezeichnet, analysiert. Bei der AES wird das durch ein „Abfunken“ emittierte Lichtspektrum über einen Monochromator (Filter) in seine einzelnen Spektralkomponenten zerlegt und anschließend hieraus die Konzentration der chemischen Elemente bestimmt.

**Abbildung 57: Messprinzip der Flammenspektroskopie**

Der Vorteil gegenüber der Röntgenfluoreszenzanalyse (RFA) besteht bei der AES/OES darin, dass mit diesem Verfahren näherungsweise auch der Kohlenstoff-Gehalt eines Werkstoffes ermittelt werden kann. Allerdings wird bei der RFA, die wiederum auf der energiedispersiven Röntgenfluoreszenz unter Einsatz einer Röntgenröhre basiert, im Gegensatz zur AES zerstörungsfrei gearbeitet, sodass also bei der AES beziehungsweise OES die Schichten prüfverfahrensbedingt zwangsläufig immer beschädigt werden.

Die durch die AES ermittelten chemischen Zusammensetzungen der erzeugten Auftragschichten lassen sich der nachfolgenden Tabelle entnehmen.

Tabelle 16: Chemische Analysen der Versuchswerkstoffe (in Gew.-%)

Werkstoff	Fe	Ni	Cr	B	Si	C	Mn	Mo	Nb	V	W	Al
NiCrBSi + WSC	-	bal.	2,6	2,3	3,5	0,4	-	-	-	-	-	-
FeCrC	bal.	-	38	2	0,8	5	0,4	-	-	-	-	-
FeCrB	bal.	-	24,4	5,1	2,3	1,2	1	4,5	3,4	-	3	-
FeCrNbVBC	bal.	0,8	16,2	3,8	1,7	3,2	0,9	-	3,4	5,1	-	0,1
Duroloy 625	bal.	bal.	19,8	-	0,9	0,1	0,8	8,9	4,1	-	-	-
DO*332	bal.	-	30	-	1,2	3,5	0,6	3,8	-	-	-	-
SK 900-O	bal.	-	5,8	-	0,4	2,9	0,5	-	-	-	42	-
Fe-Basis + cWSC	bal.	-	-	-	1,7	2,3	1	-	-	-	55,4	-
FeCrC + cWSC	bal.	-	6,4	-	1,7	2,7	1,1	-	-	-	43,7	-
FeCrVC + WSC	bal.	-	7,1	-	2,1	3,5	1,1	0,4	-	4,4	43,8	-
FeCrVC + cWSC	bal.	-	6	-	2	3,5	1,1	0,4	-	4,4	37,9	-
FeCrVC + cWSC ⁺	bal.	-	7,1	-	2,1	3,5	1,1	0,4	-	4,4	43,8	-

6.1. Beschreibung der experimentellen Untersuchungsmethoden

Zur Charakterisierung der Auftragschweißungen wurden umfangreiche metallografische Untersuchungen an den erzeugten Schichtverbunden durchgeführt. Hierzu zählten lichtmikroskopische Aufnahmen zur Bewertung der Schichtqualität sowie elektronenmikroskopische Untersuchungen zur Beurteilung der Werkstoff- und Oberflächeneigenschaften nach Verschleiß- und/oder korrosiver Beanspruchung. Die erzeugten Panzerungen wurden zur Bewertung der Schichteigenschaften hinsichtlich Schichtdicke und -härte sowie Gefügeausbildung (und Aufmischung) und zur Untersuchung der thermischen Beeinflussung des Grundwerkstoffes in Hinsicht auf Aufmischungsgrad, WEZ-Ausdehnung und Härteverlauf im Bereich der WEZ qualifiziert.

6.1.1. Metallografische Untersuchungsmethoden

Die in dieser Arbeit bewerteten Aufmischungsgrade A wurden vereinfacht durch das Verhältnis der im Querschliff planimetrisch bestimmten Einbrand- (F_E) und Auftragsfläche (F_A) der generierten Schichten bestimmt [Kre56]:

$$A [\%] = \frac{F_E}{F_E + F_A} \left[\frac{\text{mm}^3}{\text{mm}^3} \right] \cdot 100 \% \quad (6.2)$$

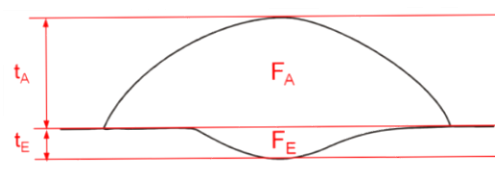
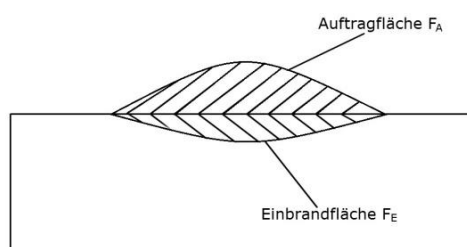


Abbildung 58: Definition des Aufmischungsgrades, t_A : Auftragshöhe (Schichtdicke), t_E : Einbrandtiefe

Die jeweiligen Flächen sowie alle weiteren nahtgeometrischen Kenngrößen der Schweißproben wurden über die Datenbank- und Bildverarbeitungssoftware ImageAccess beziehungsweise den Client der Fa. Imagic Bildverarbeitung AG anhand von Makroschliffen ausgelesen und gemessen. Im Vordergrund der makroskopischen Untersuchungen lag die optische Beurteilung der Nahtausbildung und Schweißraupenqualität.

6.1.1.1. Lichtmikroskopische Untersuchungen

Durch lichtmikroskopische Untersuchungen wurde die Mikrostruktur der erzeugten Schichtverbunde charakterisiert, um neben dem Aufmischungsgrad das Gefüge und die Kornstruktur sowie die Homogenität beziehungsweise im ungünstigen Fall Heterogenität der Schweißung beurteilen zu können. Hierfür wurden metallografische Schliffe der untersuchten Hartauftragungen erstellt und neben makroskopischen Übersichtsaufnahmen Detailaufnahmen der jeweiligen Gefüge erstellt. Für die Aufnahmen wurde ein automatisiertes Industriemikroskop vom Typ DM6000 M der Fa. Leica Microsystems GmbH verwendet, mit welchem alle gängigen Auflichtmethoden (Hell-/Dunkelfeld, Polarisierung sowie Interferenz- und Fluoreszenzkontrast) genutzt werden konnten. Zur Schliffvorbereitung wurde quer zur Schweißrichtung entnommenes Probenmaterial in einer glasfaserverstärkten Duroplast-Polymer-Einbettmasse eingebettet. Um die Oberflächen der Schliffproben zu glätten, wurden die Proben mit SiC-Papier unterschiedlicher Körnungen (P500, P800, P1000 und P1200) beziehungsweise Rauheit (Reduzierung des Schleifkorndurchmessers von 6 auf 0,015 μm) mit einem halbautomatischen Schleif- und Poliergerät der Fa. ITW Test & Measurement GmbH vom Typ Phönix 4000 (Fabrikat: BUEHLER) für Zentral- und Einzelandrucknassgeschliffen und anschließend mit einer Diamantsuspension auf Kunstseide mit alkoholischem Schmiermittelvor- und feinpoliert. Zum Polieren wurde eine mit einer Diamant-Suspension benässte Kunstfaser-Matte verwendet. Das Anätzen der gesäuberten Schliffproben erfolgte mit einem Ätzmittel nach Murakami. Hierbei handelt es sich um eine Lösung aus 10 g Natriumhydroxid (NaOH) und 10 g Kaliumhexacyanidoferrat ($\text{K}_3[\text{Fe}(\text{CN})_6]$) in 100 ml Wasser, die sich besonders zur Sichtbarmachung von (Eisen-Chrom- und Eisen-Wolfram-Misch-)Karbiden (Einfärbung von $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$, $(\text{Cr}, \text{Fe})_4\text{C}$ und $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$) eignet.

6.1.1.2. Mikroanalytische Untersuchungen zur Prüfung der Oberflächentopologie

Rasterelektronenmikroskopische (REM-)Untersuchungen dienen als Mikroanalytik-Instrument zur Prüfung und Bewertung der Oberflächentopologie der Panzerungen nach Verschleißangriff der Schichten durch die ausgewählten Prüfverfahren. Hierdurch wurde gemäß einer Post-mortem-Analyse das Verschleißbild analysiert und die entsprechende Versagensart ermittelt. Außerdem wurden REM-Aufnahmen zur Bewertung und Charakterisie-

rung der eingesetzten Abrasiva hinsichtlich Kornform, -größe und Korngrößenverteilung, Morphologie sowie Abrasivgut-Beschaffenheit erstellt.

6.1.2. Härteprüfung

Die Härtemessungen wurden an metallografischen Schliffen bei Raumtemperatur (RT, 20 °C) durchgeführt. Zur Bestimmung der Härteverläufe wurde an Querschliffen der hergestellten Panzerungen Kleinlasthärtemessungen nach Vickers (HV 0,1) mit definierten Messabständen von 0,5 mm vorgenommen. Hierfür kam ein vollautomatisierter Härteprüfer vom Typ DuraScan 70 der Fa. Struers GmbH zum Einsatz, der durch eine integrierte Übersichtskamera die Festlegung einzelner Prüfpunkte ermöglicht. Für Makrohärteuntersuchungen wurden die Schichthärten der Hartauftragungen nach dem Rockwell-Verfahren (Methode C, HRC) an einem Härteprüfgerät vom Fabrikat WOLPERT (Typ: Dia Testor 2Rc) der Fa. Zwick GmbH & Co. KG (Zwick Roell Guppe) bestimmt.

6.2. Beschichtungsprozesstechnik

Um die Annahme zu bestätigen, dass GKLB-auftraggeschweißte Verschleißschuttschichten gegenüber mit konventionellen Beschichtungsverfahren hergestellten Panzerungen eine allgemein (deutlich) bessere Verschleißperformance zeigen, sind zunächst schweißtechnische Untersuchungen zur Erzeugung geeigneter Metallografie- und Verschleißproben nötig. Im Vordergrund dieser Untersuchungen steht die Identifizierung geeigneter Schweißkennlinien (und -parameter), die ein energiereduziertes Panzern in Kombination mit einem stabilen und vor allem reproduzierbaren Beschichtungsprozess ermöglichen.

6.2.1. Anlagen- und Versuchsaufbau

Die Auftragschweißungen wurden mit einem Inverter-Schweißgerät des Modells alpha Q 551 FDW der Fa. EWM HIGHTEC WELDING GmbH ausgeführt. Bei dieser Anlage handelt es sich um ein wassergekühltes, fahrbares MIG/MAG-Multiprozess³-Impulsschweißgerät, welches neben vorprogrammierten forceArc®- und pipeSolution®-Schweißparametersätzen über energiereduzierte, GKLB-gesteuerte coldArc®-Lichtbogenkennlinien verfügt und mit einer Leerlaufspannung von 95 V (50/60 Hz Netzfrequenz) in einem Schweißstrombereich von 5 bis 550 A arbeitet (max. Anschlussleistung: 28,8 kVA) [N.N.14]. Das Gerät ist mit einem 4-Rollen-Antrieb (Push-Drahtvorschub) ausgestattet, der für Elektrodendurchmesser von Ø 1,0 bis 1,2 mm ausgelegt ist. Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Schweißversuche war es daher notwendig, Modifikationen sowohl am Drahtvorschubgerät als auch am Schlauchpaket einschließlich -seele sowie am Schweißbrenner (Stromkontakt-

³ MIG/MAG, WIG (Wolfram-Inertgas-Schweißen)-LiftArc (Variante der Kontaktzündung, bei der der Plasmalichtbogen beim Abheben des Brenners zündet), E-Hand (Elektroden- bzw. Lichtbogenhandschweißen) und Fugenhobeln

rohr) vorzunehmen, um ein stabiles Fördern von Fülldrahtwerkstoffen mit $\varnothing 1,6 \dots 2,0$ mm zu ermöglichen. Für die 2,0-mm-Elektroden wurde hierfür zusätzlich ein gestreckter Brenner verbaut, um einem Abbruch der Drahtzufuhr durch förderbedingte Formänderungen des Drahtes zu vorbeugen.

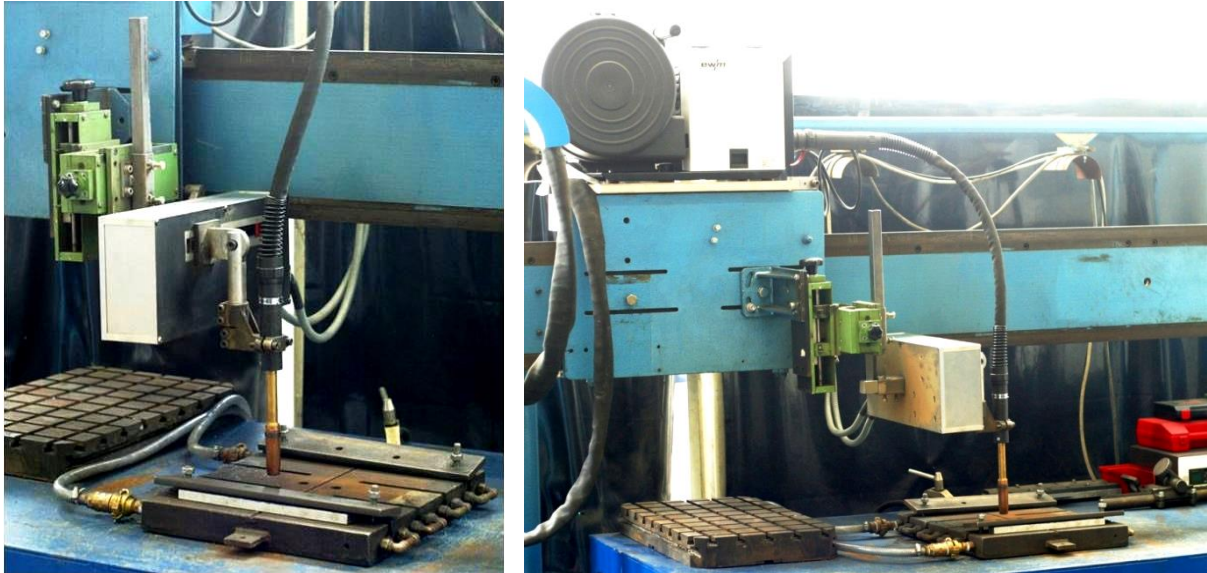


Abbildung 59: GKLB-Anlagenaufbau, EWM alpha Q 551 FDW mit gestrecktem Schweißbrenner

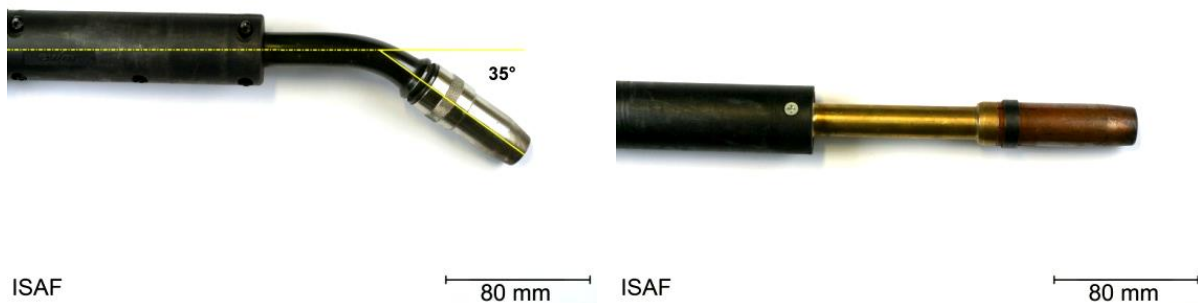


Abbildung 60: EWM-Schweißbrenner, links: gekrümmt (Schwanenhals-Brenner), rechts: gestreckt

6.2.2. Auftragschweißungen

Die Auftragschweißungen wurden auf einem Schweißtisch mit einer separaten Einspannungsvorrichtung mit indirektem Kühlkreislaufsystem für Schweißbleche mit einer Abmessung von 300 x 310 mm ($t = 20$ mm) durchgeführt. Der Brenner wurde an einer x-y-Halterung mit Pendelautomatik über ein Schweißfahrwerk mit einer über ein Potentiometer stufenlos regelbaren Vorschubgeschwindigkeit geführt. Die ausgewählten Fülldrahtwerkstoffe wurden einlagig in Strich- und Pendelraupentechnik mit einer Pendelbreite von 15 mm (Pendelgeschwindigkeit: 1,5 m/min) flächenhaft auf den Strukturwerkstoff aufgetragen. Für die metallo-

grafischen Auswertungen wurden zu jedem Werkstoff zusätzlich Einzelraupen hergestellt und untersucht. Dabei wurden Schichtdicken zwischen 2 und 2,5 mm erzeugt.

Tabelle 17: Auswahl der Beschichtungsprozesstechnik

Prozess	Basis	Schweißtechnik	Brennerstellung	Brennerabstand	Schutzgas
coldArc®	Ni	Strichraupen	neutral	12 mm	CRONIGON® S1
	Fe	Pendelraupen	schleppend ($\leq 45^\circ$)		Corgon® 10

Als Schutzgase kamen neben Argon verschiedene Argon-Sauerstoff- und -Kohlenstoffdioxid-Gemische als Prozessgase gemäß DIN EN ISO 14175 bei einem Gasvolumenstrom von 12 l/min zum Einsatz. Für die nickelbasierten Werkstoffe zeigte das Gas CRONIGON® S1 das beste Schweißergebnis. Hierbei handelt es sich um ein Schutzgas zum MAG-Schweißen von nichtrostenden Stählen bestehend aus Argon (Ar) mit 1 Vol.-% Sauerstoff (O₂) [Lin16]. Zum Schweißen der Fe-Basislegierungen erwies sich Corgon® 10 unter metallurgischen und fertigungswirtschaftlichen Gesichtspunkten als besonders geeignet. Dieses Schutzgas setzt sich aus 90 Vol.-% Ar und 10 Vol.-% Kohlendioxid (CO₂) zusammen und wird überwiegend zum MAG-Schweißen im dünnen bis mittleren Blechdickenbereich eingesetzt [Lin16].

Tabelle 18: Zusammensetzungen eingesetzter Schutzgase (in Vol.-%), in Anlehnung an[Lin16]

Schutzgas	Ar	O ₂	CO ₂
CRONIGON® S1	99	1	-
Corgon® 10	90	-	10

Bei den ausgeführten Schweißungen wurde eine reale Strom-Spannungsmessung am Massekabel durch die Anbringung einer Hall-Sonde (Stromwandler) vorgenommen, um die eingestellten Schweißparameter hinsichtlich der für den GKLB-Prozess charakteristischen Strom-Spannungsgrößen beim Werkstoffübergang in Abhängigkeit der Lichtbogenarten im U-I-Diagramm zu verifizieren. Die Aufnahme der Messwerte erfolgte durch einen Messdaten-Rekorder vom Typ ScopeCorder DL750. Hierbei handelt es sich um ein Transienten-Oszilloskop mit bis zu 16 analogen Kanälen für die Aufzeichnung von instationären (sinusförmigen) Signalen. Für die Messungen wurde eine Abtastrate von 1 kHz und eine Messdauer – ab Trigger (Triggerimpuls: 30 A) – von 50 s gewählt. Die Daten wurden anschließend mit der Messsoftware DIAdem ausgelesen und die Berechnung der Strom-Spannungs-Effektivwerte erfolgte jeweils arithmetisch (arithmetische Mittelwerte). Anschließend konnten aus den Effektivleistungen P_{eff} , die von der Schweißgeschwindigkeit v_s abhängigen Strecken- (E_s) beziehungsweise Flächenenergien (E_F) bestimmt werden:

$$E_s \left[\frac{\text{kJ}}{\text{mm}} \right] := \frac{6 \cdot P_{\text{eff.}} [\text{kW}]}{v_s \left[\frac{\text{cm}}{\text{min}} \right]} = \frac{6 \cdot U_{\text{eff.}} [\text{V}] \cdot I_{\text{eff.}} [\text{A}]}{v_s \left[\frac{\text{cm}}{\text{min}} \right]} \cdot 10^{-3} \quad (6.3)$$

$$E_F \left[\frac{\text{kJ}}{\text{mm}^2} \right] := \frac{E_S \left[\frac{\text{kJ}}{\text{mm}} \right]}{15 \text{ mm}} = \frac{0,4 \cdot P_{\text{eff.}} [\text{kW}]}{v_S \left[\frac{\text{cm}}{\text{min}} \right]} = \frac{0,4 \cdot U_{\text{eff.}} [\text{V}] \cdot I_{\text{eff.}} [\text{A}]}{v_S \left[\frac{\text{cm}}{\text{min}} \right]} \cdot 10^{-3} \quad (6.4)$$

6.3. Verschleißuntersuchungen

Die Auswertung aller Versuche erfolgte gravimetrisch. Hierfür wurden die Proben vor und nach der Prüfung in einem mit Aceton (Propanon bzw. Dimethyleton, $\text{C}_3\text{H}_6\text{O}$) oder ersatzweise Spiritus (Ethanol, $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$) gefüllten Ultraschallbad gereinigt, getrocknet und anschließend gewogen. Das Gewicht der Proben wurde auf $\pm 0,1 \text{ mg}$ (Linearität $\Delta_m = 0,004 \text{ ‰}$ vom Messbereich: $0 \dots 420 \text{ g}$) genau bestimmt [N.N.13c]. Über die jeweils pyknometrisch bestimmte Werkstoffdichte ρ_{SG} wurde zur Schaffung einer Vergleichbarkeit der Messwerte eine Normierung der gravimetrischen Verschleißabträge ($W_{\text{grav.}}$) auf den volumetrischen Verschleiß $W_{\text{vol.}}$ vorgenommen. Die Streuung der Verschleißergebnisse wurde als Standardabweichung S (Varianz der Grundgesamtheit n) beziehungsweise mittlere quadratische Abweichung vom arithmetischen Mittelwert \bar{x} der untersuchten Proben i berechnet [Gro11]:

$$W [\text{mm}^3] \equiv W_{\text{vol.}} [\text{mm}^3] := \frac{W_{\text{grav.}} [\text{mg}]}{\rho_{\text{SG}} \left[\frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \right]} \quad (6.5)$$

$$S := \sqrt{\frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2} = \sqrt{\frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^n \left(x_i - \frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^n x_i \right)^2} \quad (6.6)$$

6.3.1. Verschleißprüfung unter abrasiv-erosiver Beanspruchung

Zur verschleißtechnischen Qualifizierung der hergestellten Panzerungen unter abrasiv-erosiver Beanspruchung wurden tribosystemgerechte Strahlverschleißuntersuchungen sowohl unter Raumtemperatur als auch an erwärmten Verschleißproben durchgeführt.

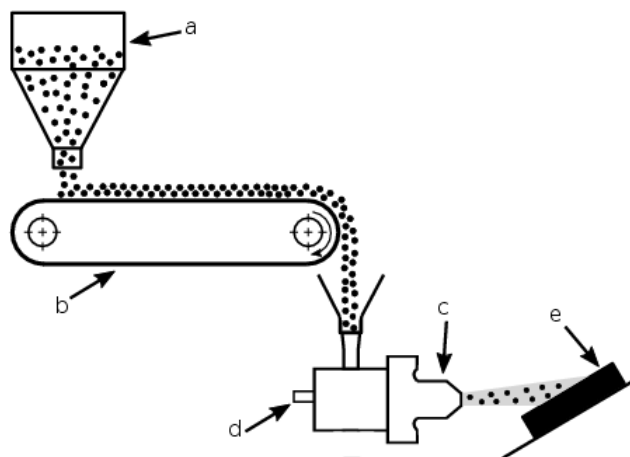


Abbildung 61: Strahlverschleißprüfung in Anlehnung an DIN 50320, a: Vorratsbehälter, b: Dosiersystem, c: Injektor, d: Druckluftversorgung, e: Probe

Zur Nachbildung der komplexen Tribosysteme der betrachteten Strahlverschleißformen wurden experimentelle Untersuchungen an institutseigenen und hierfür modifizierten Versuchsanlagen durchgeführt. Die Prüfstände werden nach dem Injektorprinzip betrieben, indem das Trägergas unter hohem Druck durch eine Düse in die sogenannte Mischkammer beschleunigt wird. Der hierdurch entstehende Sog erzeugt einen Unterdruck, der wiederum den Feststoff aus einer separaten Leitung ansaugt und in der Strömung mit beschleunigt.

6.3.1.1. Strahlverschleißprüfung

Für Strahlverschleißuntersuchungen unter Raumtemperatur verfügt das ISAF über einen in Anlehnung an die Prüfnorm DIN 50320 entwickelten Strahlverschleißprüfstand. Dieser Prüfstand setzt sich im Wesentlichen zusammen aus einem Abrasivgut-Vorratsbehälter, einem Dosiersystem zur Einstellung und Steuerung des relevanten Durchsatzes mit nachgeschaltetem Vibrationsförderer zur Glättung des entsprechenden Massenstroms, einer Druckluftbeaufschlagung mit zugehörigem Injektor sowie einer Probenaufnahme zur Einspannung und winkelabhängigen Ausrichtung der Verschleißproben. Um eine ausreichende Reproduzierbarkeit der Prüfung zu ermöglichen, wird das Abrasivum bei diesem Versuch nicht wieder aufbereitet, sondern über einen Zyklon (Patronenfilter) abgeschieden und in einem Auffangbehälter entsorgt. Die Handstrahlpistole wurde durch eine fest installierte Automatikpistole ersetzt, die in Verbindung mit einer Zeitschaltuhr eine bedienungslose und gleichzeitig reproduzierbare Prüfung gewährleistet. Um ein Pulsen des Abrasivgut-Luft-Gemisches zu vermeiden, wurde bei der Dosierung des relativ feinen Abrasivums nicht auf einen herkömmlichen Gravitations- oder Bürstenförderer zurückgegriffen, sondern eine Eigenkonstruktion in Form eines siloartigen Vorratsbehälters durch die Werkstatt des ISAF realisiert. Über einen nachgeschalteten Bandförderer wird das dosierte Abrasivgut zur Glättung in eine Vibrationsrinne übergeben, die den Abrasivgutmassenstrom schließlich über den Injektor in die Strahlkammer einleitet.

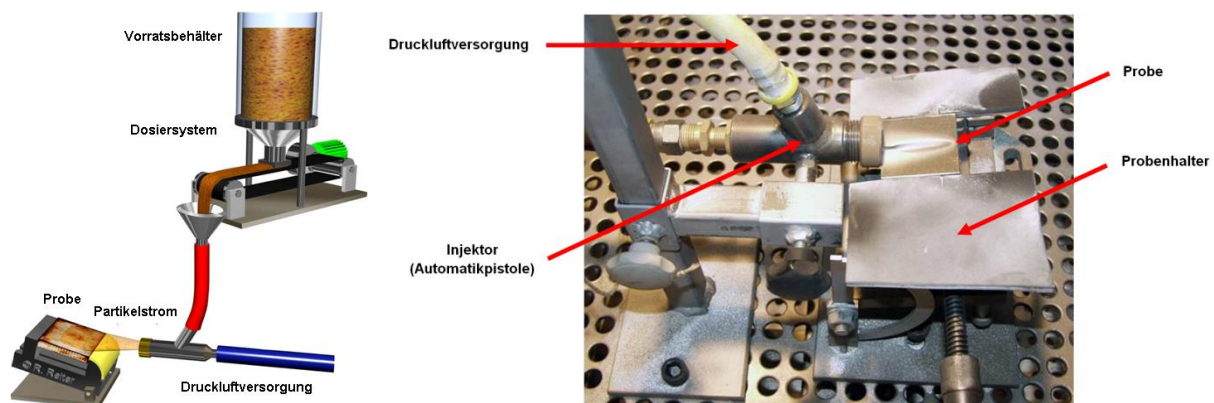


Abbildung 62: Strahlverschleißprüfung, links: Prinzipskizze [ISAF16], rechts: Probenaufnahme, in Anlehnung an [Rei12]

Beim institutseigenen Prüfstand handelt es sich um eine modifizierte Industriestrahlanlage vom Typ SMG 160 S/D der Fa. MHG Strahlanlagen GmbH, welche sich standardmäßig aus einem Strahlgutrückgewinnungssystem, einer Absauganlage sowie der Strahlkabine selbst zusammensetzt. Der nach dem Injektorprinzip erzeugte Partikelstrom ruft auf den Proben je nach Beanspruchungswinkel stoßende und/oder furchende Werkstoffschädigungen hervor.

Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen wurden Strahlwinkel von 10° (Schrägstrahl-) und 90° (Prallverschleiß) festgelegt und die Proben in Längsrichtung am Nahtübergang der in Pendelraupentechnik hergestellten Flächenbeschichtungen beansprucht, da sich im Praxiseinsatz entsprechender Panzerungen eine besondere Schwachstelle in diesem Bereich zeigte [Wes06, Wes08b, Wes11a, Wes15a-d, Wes17a, Wes17d].

Tabelle 19: Prüfparameter der Strahlverschleißprüfung

Abrasivgutmassenstrom	140 g/min
Vordruck	7,5 bar
Probenabstand	20 mm
Probengeometrie	50 x 50 mm
Probenanzahl	2
Prüfzeit	2 h
Prüftemperatur	RT (20 °C)

Um möglichst effiziente Verschleißergebnisse, dass heißt hohe Abtragsraten bei relativ kurzen Prüfzeiten zu erzielen, wurden die den Verschleißabtrag maßgeblich beeinflussenden Stellgrößen Abrasivgutmassenstrom (140 g/min) und Prüfdruck (7,5 bar) so hoch gewählt, dass für alle Abrasivgerade noch ein stabiler Prozess gewährleistet werden konnte. Zur Verschleißprüfung und -feststellung wurde der Strahlmittelpunkt in einem definierten Abstand von der Injektordüse (Probenabstand: 20 mm) auf die Probe gerichtet. Die Ermittlung des Verschleißbetrages erfolgte durch die Bestimmung des Volumenverlustes zu der festgelegten Messzeit (2 h). Der volumetrische Verschleiß wird üblicherweise als Standzeitkriterium herangezogen und stellt damit auch im Rahmen dieser Arbeit die wesentliche Verschleißkenngröße dar.

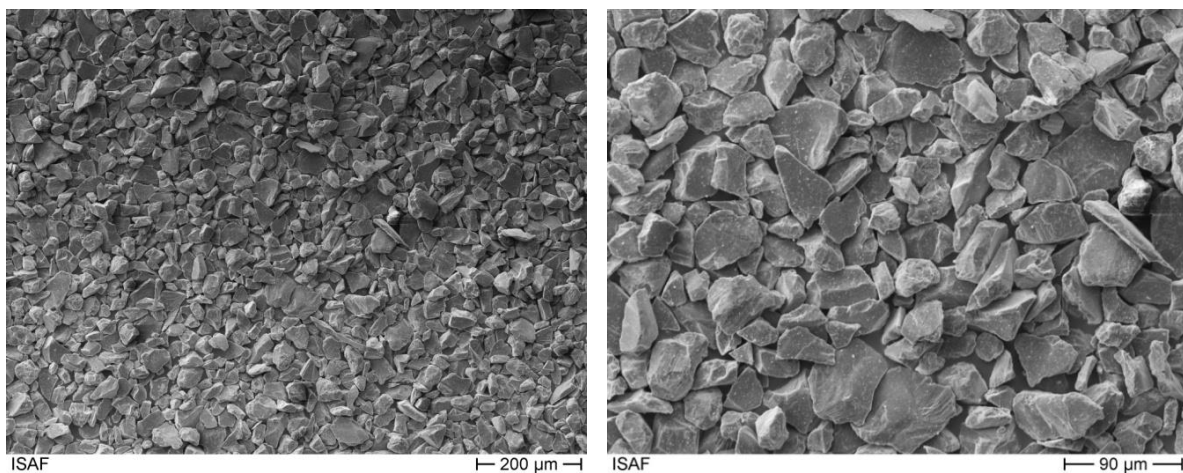
6.3.1.1.1 Edelkorund

Zur Vorqualifizierung der ausgewählten Werkstoffe wurden entsprechende Schichten mit dem GKLB-Prozess erzeugt und unter einem Edelkorund- (Al_2O_3 -)Pulver der Fa. Durum Verschleißschutz GmbH (DURMAT® 603.001) der Kornfraktion -45 +22 μm ($d_{50} = 34 \mu\text{m}$) strahlverschleißtechnisch geprüft. Da vor allem das Schrägstrahlverschleißverhalten von besonderer Bedeutung für die Schichtbewertung ist, wurden die Verbunde zunächst ausschließlich unter einem Winkel von 10° geprüft.

Tabelle 20: Strahlverschleißprüfung mit Edelkorund

Abrasivgut	Edelkorund (Al_2O_3) -45 +22 μm
Korndurchmesser	$d_{50} = 34 \mu\text{m}$
Abrasivgutmassenstrom	135 g/min
Vordruck	5 bar
Probenabstand	25 mm
Partikelgeschwindigkeit	<i>irrelevant</i>
Beanspruchungswinkel	10°
Prüfzeit	1 h

Bei dem verwendeten (weißen/eisenfreien) Korund handelt es sich um ein durch Schmelzen von Tonerde im Lichtbogenofen hergestelltes extrem hartes Elektrokorund. Der wesentliche Vorteil bestand hierbei in der vergleichsweise hohen Erosivität des Korns, welche beim Einstellen reproduzierbarer Prüfparameter (135 g/min, 5 bar) innerhalb kurzer Prüfzeiten (bereits nach 1 h) aussagekräftige Ergebnisse lieferte.

Abbildung 63: Edelkorund -45 +22 μm , REM-Aufnahmen

6.3.1.1.2 Zementstaub

Untersuchungsschwerpunkt war die Qualifizierung unter feinerosiver Verschleißbeanspruchung mit Industriestäuben der Fraktion -20 +10 μm , sodass aufbauend auf die Vorversuche mit Korund für die anschließenden Untersuchungen ein Zementstaub vom Typ Fluvio 4 der Fa. Lafarge Holcim Ltd. mit entsprechendem Korngrößenbereich ausgewählt wurde.

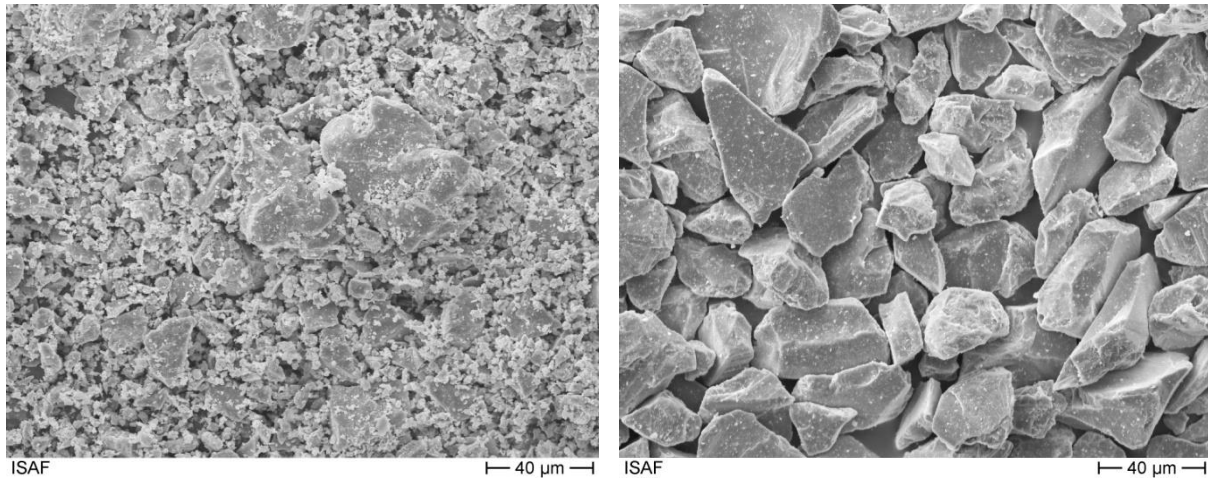


Abbildung 64: Zementstaub und Edelkorund -45 +22 µm im Vergleich, links: Portlandkalksteinzement Fluvio 4, rechts: Edelkorund -45 +22 µm

Bei dem Zement handelt es sich um einen sogenannten Portlandkalksteinzement (CEM II/A-LL 42,5 N: Normdruckfestigkeit $\geq 42,5$ MPa; 6...20 Gew.-% an Hauptbestandteilen neben Zementklinker), der sich gemäß DIN EN 197-1 aus 80-94 Gew.-% gemahlenem Portlandzementklinker und ca. 15 Gew.-% Kalkstein zusammensetzt [N.N.16a].

Tabelle 21: Strahlverschleißprüfung mit Zementstaub

Abrasivgut	Zementstaub Fluvio 4
Korndurchmesser	$d_{50} = 16 \mu\text{m}$
Partikelgeschwindigkeit	175 m/s
Beanspruchungswinkel	10°, 90°

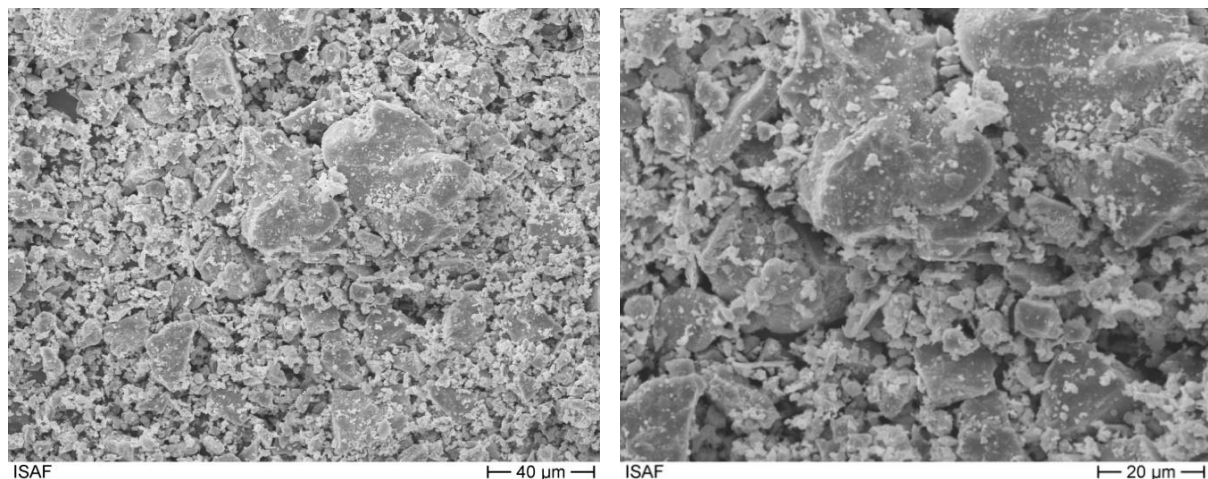


Abbildung 65: Portlandkalksteinzement Fluvio 4, REM-Aufnahmen

Eine Partikelgrößenanalyse mittels Laserbeugung ergab für den untersuchten Staub einen mittleren Korndurchmesser von $d_{50} \approx 16 \mu\text{m}$. Hierfür wurde eine in-line-Partikelgrößenverteilungsanalyse für trockene Pulver von 0,5/1,8 µm bis 0,35 mm durch Trockendispergierung basierend auf der vollständigen Dispergier- und Analyseeinheit MYTOS R4 der Fa. Sympatec System-Partikel-Technik GmbH durchgeführt, welche neben der Dis-

pergierung die Probennahme und Sensorik in einer Prozessleitung entlang der Symmetrieachse integriert [Sym06].

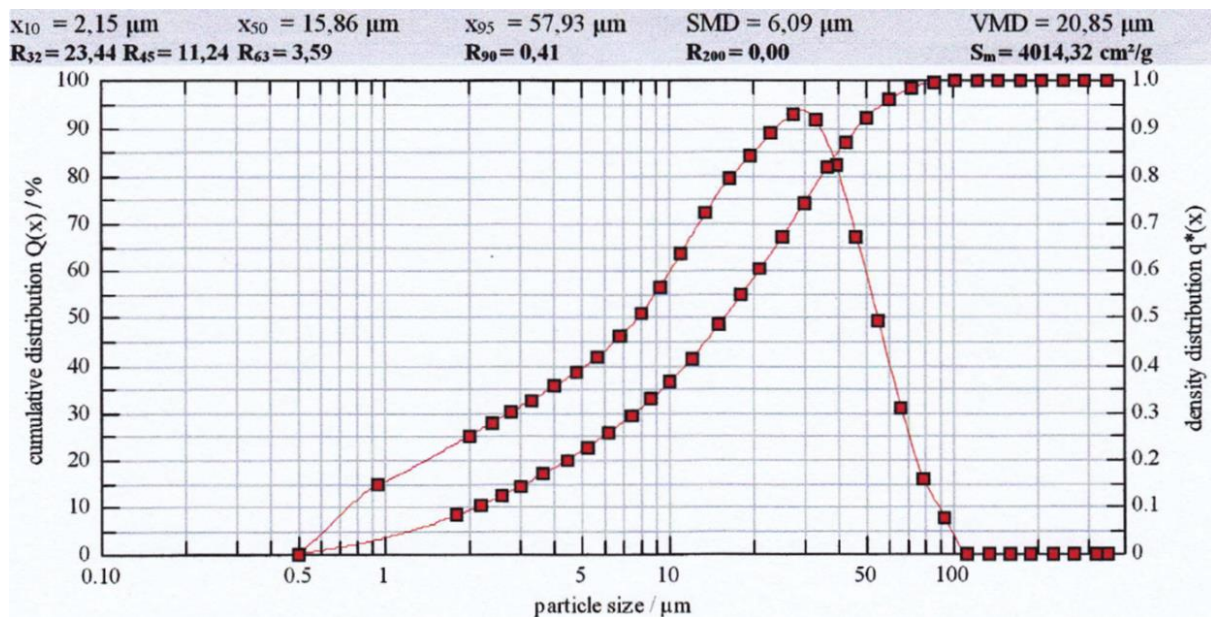


Abbildung 66: Partikelgrößenanalyse an Zementstaub, qualitativ

Tabelle 22: Partikelgrößenanalyse an Zementstaub, absolut

Durchgang $Q(x)/\%$

$x_0/\mu\text{m}$	$Q_3/\%$	$x_0/\mu\text{m}$	$Q_3/\%$	$x_0/\mu\text{m}$	$Q_3/\%$	$x_0/\mu\text{m}$	$Q_3/\%$
1,80	8,08	7,40	29,26	30,00	74,15	122,00	100,00
2,20	10,25	8,60	32,56	36,00	81,38	146,00	100,00
2,60	12,26	10,00	36,24	42,00	86,86	174,00	100,00
3,00	14,12	12,00	41,24	50,00	91,93	206,00	100,00
3,60	16,69	15,00	48,20	60,00	95,80	246,00	100,00
4,40	19,77	18,00	54,47	72,00	98,24	294,00	100,00
5,20	22,56	21,00	60,10	86,00	99,46	350,00	100,00
6,20	25,74	25,00	66,80	102,00	100,00		

Fraktion $q^*(x)(\log.)$

$x_m/\mu\text{m}$	q_{3lg}	$x_m/\mu\text{m}$	q_{3lg}	$x_m/\mu\text{m}$	q_{3lg}	$x_m/\mu\text{m}$	q_{3lg}
0,95	0,15	6,77	0,46	27,39	0,93	111,55	0,00
1,99	0,25	7,98	0,51	32,86	0,91	133,46	0,00
2,39	0,28	9,27	0,56	38,88	0,82	159,39	0,00
2,79	0,30	10,95	0,63	45,83	0,67	189,33	0,00
3,29	0,32	13,42	0,72	54,77	0,49	225,11	0,00
3,98	0,35	16,43	0,79	65,73	0,31	268,93	0,00
4,78	0,38	19,44	0,84	78,69	0,16	320,78	0,00
5,68	0,42	22,91	0,89	93,66	0,07		

Feinheitparameter der RRSB-Verteilung

d' (63,2 %):	21,92
Steigungsmass n:	0,99
Mittl. Durchmesser:	27,39

product: PMZ010

density:	3,12 g/cm ³
shape factor:	1,27
C_{opt}	7,21 %

Die variablen Prüfparameter sind neben dem Abrasivgutmassenstrom \dot{m} und Beanspruchungswinkel α der Vordruck p sowie der Abstand d zwischen Verschleißprobe und Injektorausgang, woraus sich wiederum die Geschwindigkeit der freifliegenden Feststoffpartikel ergibt. Gemäß einer rechnergestützten Injektorberechnung mit anschließender (iterativen)

Integration[Les97, Pos06, Sch93] konnte durch ein institutseigenes Software-Tool bei Einstellung der gewählten Parameter ($p = 7,5 \text{ bar}$; $\dot{m} = 140 \text{ g/min}$) und einem Düsenabstand von $d = 20 \text{ mm}$ für das eingesetzte Abrasivgut eine zu erwartende Partikelgeschwindigkeit von ca. 175 m/s beim Auftreffen auf den Werkstoff erreicht werden, was der realen Geschwindigkeit in entsprechenden Praxisanwendungen entspricht.

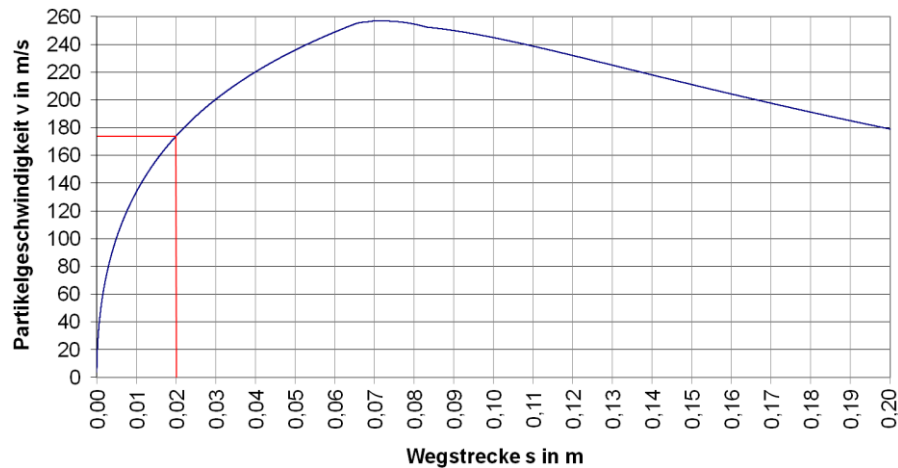


Abbildung 67: Abrasivgut-Partikelgeschwindigkeit, Abrasivum: Zementstaub ($d_{50} = 16 \mu\text{m}$), Berechnung nach Schlag (Vordruck: $7,5 \text{ bar}$; Massenstrom: 140 g/min)

6.3.1.1.3 Quarzmehl

Um eine weitere praxisnahe Verschleißqualifizierung erfolgversprechender Schichten vorzunehmen, wurde eine Auswahl von Werkstoffen, die unter dem Zementstaub die höchste Verschleißbeständigkeit zeigten, zusätzlich unter einem im Vergleich zum Zement noch feineren Abrasivstoff getestet. Die Lasergranulometrie eines Zyklon-Produktionsstaubes aus einem Aufbereitungsprozess lieferte für etwa 90 % Feingut eine Korngröße $< 10 \mu\text{m}$ ($d_{50} \approx 2 \mu\text{m}$). Der untersuchte Produktionsstaub setzte sich neben Calciumoxid (CaO , *gebrannter Kalk*) und Phosphorpentoxid (genauer Diphosphoroxid, P_2O_5) zu großen Anteilen aus Eisen(III)-oxid (Fe_2O_3), welches durch die Verbrennung von Eisen(III)-oxidhydroxid als $\text{FeO}(\text{OH})$ beziehungsweise $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ entsteht [Ven15], und SiO_2 (Quarzsand) zusammen.

Da SiO_2 neben den enthaltenen Oxidkeramiken Al_2O_3 (Elektrokorund), MgO (Magnesia, veraltet auch *Bittererde*) und Titan(IV)-oxid (TiO_2) aufgrund seiner hohen Härte sowie seines hohen Massenanteils (ca. 40 Gew.-%) maßgebend für den Erosionsverschleiß sorgt, wurde daher als Feinabrasivmittel für die erweiterten Untersuchungen ein Quarzmehl vom Typ SIKRON® SF 500 ausgewählt. Beim SIKRON® SF 500 (Feinfraktion: 1-10 %) handelt es sich um ein mikronisiertes Mehl, welches durch die Verarbeitung von Quarzsand (SiO_2) durch eisenfreie Mahlung mit anschließender Lufttrennung erzeugt wird [Qua16] und einen mittleren Korndurchmesser von $d_{50} \approx 3,4 \mu\text{m}$ aufweist [Gys06].

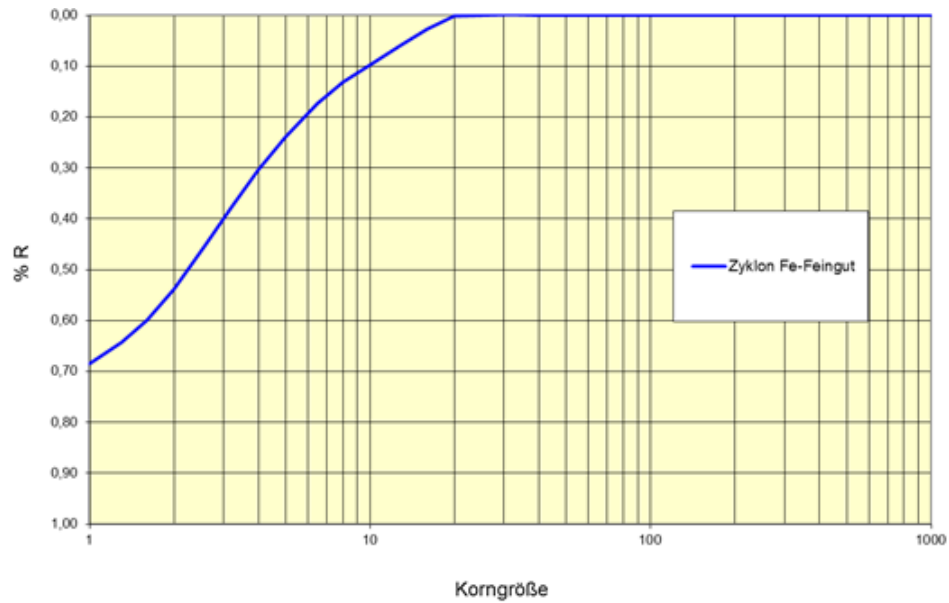


Abbildung 68: Partikelgrößenanalyse an Produktionsstaub aus der Aufbereitung [Ven15]

Tabelle 23: Produktionsstaubanalyse aus der Aufbereitung, in Anlehnung an [Ven15]

chem. Zusammensetzung	Anteil in Gew.-%
Al ₂ O ₃	2,4
CaO	1,2
Fe ₂ O ₃	45,2
MgO	2,8
Mn ₂ O ₃	0,7
P ₂ O ₅	0,2
SiO ₂	39,6
TiO ₂	0,1
$6 \text{ FeCO}_3 + \text{O}_2 \rightarrow 2 \text{ Fe}_3\text{O}_4 + 6 \text{ CO}_2$	LOI (7,8)

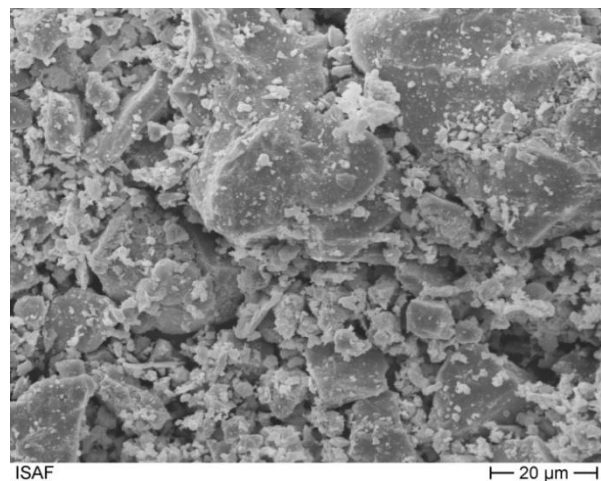
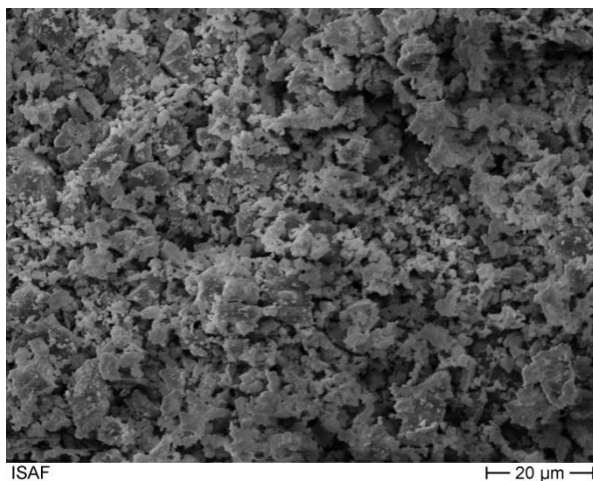


Abbildung 69: Quarzmehl und Zementstaub im Vergleich, links: Quarzmehl SF 500, rechts: Portlandkalksteinzement Fluvio 4

Das Quarzmehl ist vor allem als Ausgangsstoff für die Glas- und Keramikindustrie geeignet, daneben für die Herstellung von Gießharzen, Gießerei- und feuerbeständigen Produkten sowie als elektrischer Isolationswerkstoff für zahlreiche Außenanwendungen [Qua16].

Tabelle 24: Strahlverschleißprüfung mit Quarzmehl

Abrasivgut	Quarzmehl (SiO ₂) SF 500
Korndurchmesser	d ₅₀ = 3,4 µm
Beanspruchungswinkel	10°

Als weiterer Vergleichswerkstoff wurde zusätzlich ein geeignetes Hartmetall von besonders hoher Verschleißfestigkeit unter feinerosiver Beanspruchung untersucht, um die Performance der entwickelten Hochleistungsverschleißsysteme zusätzlich hierzu zu bewerten.

Tabelle 25: Eigenschaften des untersuchten Hartmetalls, in Anlehnung an [Ven15]

bal.	Hartstoff	Hartphasenanteil	Härte
Co	WSC	90 Gew.-%	71,8 HRC

6.3.1.2. Hochtemperaturstrahlverschleißprüfung

Bei der Hochtemperaturstrahlverschleißprüfung handelt es sich um eine Sonderform der Strahlverschleißprüfung, bei der die Prüfkörper in einer Probenkammer auf Temperaturen bis zu 800 °C aufgewärmt und anschließend einer erosiven Verschleißbeanspruchung ausgesetzt werden. Aus diesem Grund sind beim Hochtemperaturstrahlverschleiß im Gegensatz zu den Verschleißarten unter Raumtemperatur zusätzlich die temperaturbedingten Materialeigenschaften der zu qualifizierenden Schichten beziehungsweise Werkstoffe zu berücksichtigen [Ech13]. Von besonderem Interesse sind hierbei temperaturabhängige Verfestigungsmechanismen innerhalb der Mikrostruktur der erwärmten Werkstoffe wie zum Beispiel durch Ausscheidungen, Mischkristallbildungen oder Versetzungen im Gefüge, die zu einer höheren Werkstoffhärte und letztlich zu einer verbesserten Verschleißperformance führen [Ber98, Bür98, Ech13, Gah87]. Erosiv beanspruchte Bauteile unterliegen bei gegenüber RT erhöhten Temperaturen zusätzlich einer korrosiven Beanspruchung, der sogenannten Hochtemperaturkorrosion [Hee15, Ste83].

Die nachfolgende Abbildung stellt die möglichen Verschleißmechanismen beim Materialabtrag in einer erosiv-korrosiven Umgebung dar. Neben reiner Korrosion (Bereich 1) beziehungsweise Erosion (Bereich 6) können sich unterschiedlich stark ausgeprägte Überlagerungen der beiden Extreme (Bereiche 2-5) einstellen: Während in Bereich 2 eine erosionsinduzierte Korrosion gegeben ist, die sich bedingt durch die erosive Beanspruchung durch Delamination von Korrosionsschichten kennzeichnet, dominiert in Bereich 5 die Erosion als Verschleißmechanismus, wodurch ein gleichzeitiger Abtrag an Schicht und Substrat stattfindet [Hee15]. In den Bereichen 3 und 4 kommt es ergo zum Erosionsverschleiß von Korrosionsschichten ohne mechanischen Angriff des nicht korrodierten Restmaterials (Bereich 3) beziehungsweise zum lokalen Ablösen der entsprechenden Schicht durch die Stoßwirkung beschleunigter Verschleißpartikel [Hee15].

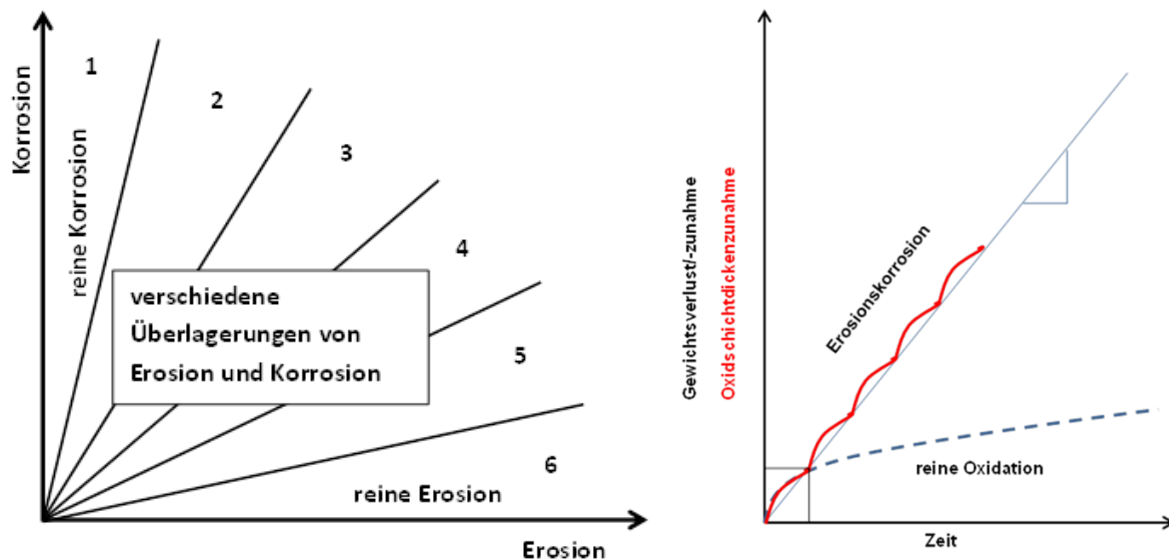


Abbildung 70: Hochtemperaturkorrosion, links: Verschleißmechanismen beim Materialabtrag in erosiv-korrosiver Umgebung [Hog83], rechts: Erosionskorrosion in Abhängigkeit der Zeit [Hee15, Wri95]

Nach [Wri95] tritt bei einer geringen Beladung μ , die das Verhältnis vom Abrasivgut- zum Massenstrom des Trägergases beschreibt, ein relativ betrachtet geringer Materialabtrag auf, da die Oxidschicht bei der Schichtausbildung aufgrund ihrer parabolischen Bildungsgeschwindigkeit mehr Zeit zur Verfügung steht [Hee15, Wri95]. Ausgehend von der Annahme, dass es ausschließlich zum Verschleiß an der Reaktionsschicht kommt beziehungsweise Abträge am nichtoxidierten Grundwerkstoffe vernachlässigt werden können (Bereich 4), entsteht – bei konstanter Partikelgeschwindigkeit – mit steigendem μ ein erhöhter Materialabtrag [Hee15, Wri95]. Da die Oxidationsgeschwindigkeit vor allem temperaturabhängig ist, ist der Gesamtabtrag bei der Erosionskorrosion nach kurzer Zeit zunehmend höher als bei der reinen Oxidation [Hee15, Wri95].

Um das komplexe Tribosystem der Strahlverschleißprüfung unter hohen Temperaturen beziehungsweise Erosionskorrosion nachzubilden, wurde am ISAF ein Prüfstand entwickelt, mit dem sich die Versuchsparameter wie beispielsweise der Abrasivgutmassenstrom und Beanspruchungswinkel sowie die Partikelgeschwindigkeit und Prüftemperatur reproduzierbar einstellen lassen. Zur Versuchsdurchführung wird neben dem Treibgas und Abrasivgut auch die Probenkammer durch einen Strahlungsofen erwärmt, um zum einen stabile und zum anderen vor allem reproduzierbare Versuchsbedingungen zu schaffen. Ein Vorwärmen des Abrasivgutes wirkt daneben einem (zu) hohen Temperaturgradienten auf der Probenoberfläche entgegen, der beispielsweise bei ferritischen Werkstoffen zu ungewollten Gefügeumwandlungen führen könnte, sobald die Prüftemperatur im Bereich der Austenitisierungstemperatur ($> A_{c1} = 723\text{ °C}$) gewählt wird [Hee15]. Die Probentemperatur wird deshalb während der Prüfung durch ein rückseitig angebrachtes Thermoelement überwacht, sodass bei Prüftemperaturabweichungen von $\pm 10\text{ °C}$ die Öfen automatisch nachregeln [Hee15]. Ein winkelverstell-

barer Probenhalter ermöglicht die Prüfung unter Beanspruchungswinkeln im Bereich von $30^\circ \leq \alpha \leq 90^\circ$.

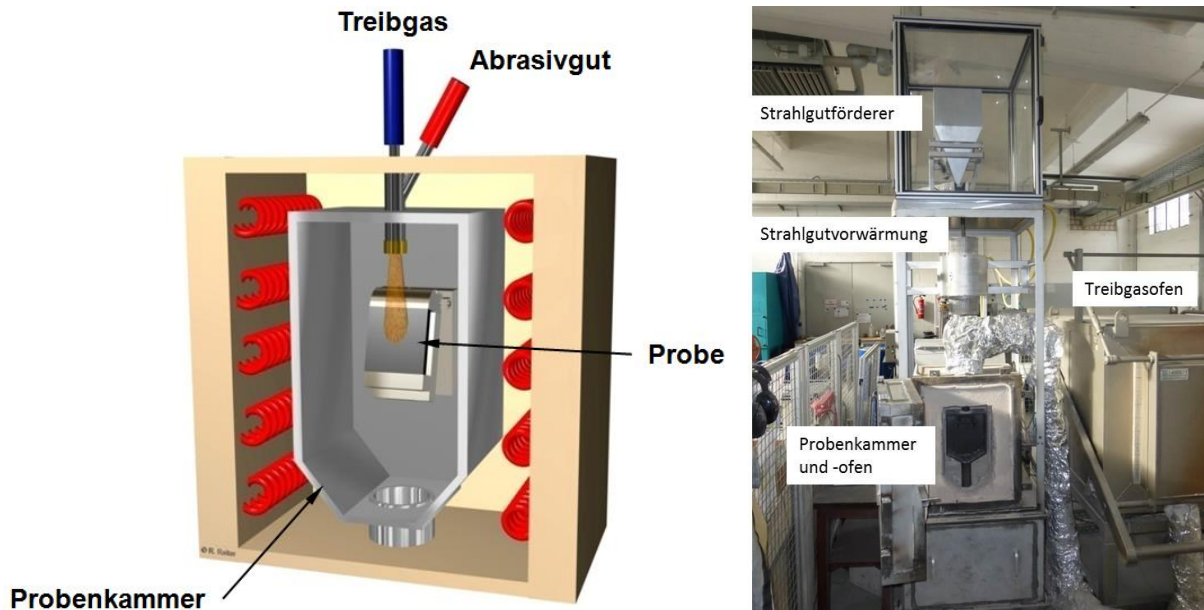


Abbildung 71: Hochtemperaturstrahlverschleißprüfung, links: Prinzipskizze [Ech11], rechts: Prüfsandaufbau [Hee15]

Die Beschleunigung der Partikel erfolgt ähnlich wie bei der Strahlverschleißprüfung unter RT nach dem Injektorprinzip, indem das Trägergas durch eine Treibdüse geführt und aufgrund der Querschnittsverengung gemäß dem Kontinuitätsgesetz für kompressible Fluide beschleunigt wird [Hee15]. Durch die hohe Strömungsgeschwindigkeit des Treibstrahls, die am engsten Düsenquerschnitt beim Erreichen des kritischen Druckverhältnisses⁴ Schallgeschwindigkeit erreicht, wird in der anschließenden Mischkammer ein Unterdruck erzeugt, der das Abrasivgut aus der ebenfalls an die Kammer zugeführten Feststoffleitung ansaugt [Hee15]. Außerdem entsteht durch die hohe Treibstrahlgeschwindigkeit, die am Düsenaustritt durch Nachexpansion Überschallgeschwindigkeit annimmt, ein sekundärer Luftmassenstrom [Hee15]. Bei der Vermischung aller Massenströme in der Mischkammer kommt es einerseits zu einer Beschleunigung der Feststoffpartikel, andererseits zu einer Reduzierung der aus der Treibdüse resultierenden Gasgeschwindigkeit [Hee15]. Downstream innerhalb der Mischstrecke lässt sich bei einer durchmesserbezogenen Mindestlänge von

$$L_M [\text{mm}] := 4 \cdot d_M [\text{mm}] \quad (6.7)$$

eine Homogenisierung der beiden Gas- sowie des Feststoffstroms einstellen [Hee15]. Im nachgeschalteten Diffusor wird die kinetische Energie in Druckenergie umgesetzt, indem der Düsen- beziehungsweise Strömungsquerschnitt wieder erweitert wird, wodurch die Gasgeschwindigkeit noch weiter gesenkt und der statische Druck zusätzlich erhöht werden

⁴ $p_1/p_0 = 0,528$ für Luft (p_0 : Druck vor der Treibdüse, p_1 : Druck am engsten Düsenquerschnitt)

[Hee15]. Ein Impulsaustausch zwischen Gasstrahl und Abrasivgut sorgt schließlich für ein weiteres Beschleunigen der freifliegenden Partikel [Hee15].

Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Hochtemperaturstrahlverschleißversuche kam ein SiO₂-Sandder Güte 12f mit einem Kornanteil < 100 µm(-200 +63 µm, d₅₀ = 150 µm) zum Einsatz [Hee15]. Der Massenstrom (const. = 100 g/min) wurde ebenfalls mithilfe eines Bandförderers dosiert und über die Bandgeschwindigkeit sowie das Spaltmaß zwischen Band und Abrasivgut-Vorratsbehälter mechanisch justiert. Ebenso wurde die Partikelgeschwindigkeit erneut anhand eines numerischen Berechnungsmodells bestimmt und indirekt über den Vordruck am Druckminderer (Einstelldruck: 5 bar) eingestellt. Die untersuchten Schichten wurden einer Prüftemperatur von 500 °C ausgesetzt und hinsichtlich ihres volumetrischen Verschleißabtrags nach einer Prüfzeit von 1 h qualifiziert.

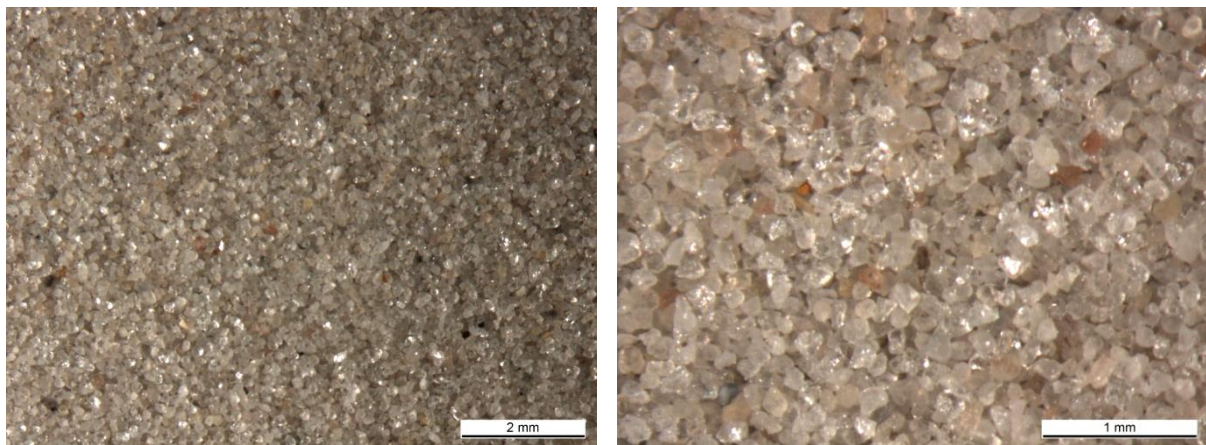


Abbildung 72: Quarzsand 12f, Mikroskopieaufnahmen

Tabelle 26: Prüfparameter der Hochtemperaturstrahlverschleißprüfung, in Anlehnung an [Hee15]

Abrasivgut	Quarzsand (SiO ₂) 12f
Korndurchmesser	d ₅₀ = 150 µm
Abrasivgutmassenstrom	100 g/min
Vordruck	5 bar
Probenabstand	40 mm
Partikelgeschwindigkeit	47 m/s
Beanspruchungswinkel	30°
Probengeometrie	50 x 50 mm
Probenanzahl	2
Prüfzeit	1 h
Prüftemperatur	500 °C

6.4. Korrosionsuntersuchungen

Industrieventilatoren sind nicht nur oft hohen Verschleißangriffen ausgesetzt, sondern immer auch dauerhaft der Atmosphäre, in der sie zum Einsatz kommen. Dadurch können neben mechanischen Einwirkungen und abrasiven Medien wie zum Beispiel feinen Metall- und Mineralstäuben, aber auch Holz- und Kunststoffspänen, die im Förderluftstrom mitgeführt wer-

den, Beschädigungen der Oberfläche durch hohe Temperaturen und korrosive Begleiterscheinungen hervorgerufen werden [Lev80, Lev96, N.N.04, N.N.16b]. Hohe Korrosionsbelastungen an Ventilatoren treten vor allem in der chemischen Industrie oder im Bereich küstennaher Anwendungen auf, wodurch ein ausreichender Korrosionsschutz der betreffenden Bauteile elementar für den Praxiseinsatz ist [N.N.04].

Gemäß DIN EN ISO 8044:2015-12⁵ können je nach Werkstoff, Korrosionsmedium und Beanspruchung unterschiedliche Korrosionsarten differenziert werden. Am häufigsten treten die gleichmäßige Flächen- sowie die Lochfraßkorrosion auf. Da die gleichmäßige Flächenkorrosion mit einer konstanten Reaktionsgeschwindigkeit abläuft, ist der zeitliche (korrosiv bedingte) Werkstoffverlust kalkulierbar, wodurch schließlich eine Prognose über die Lebensdauer des betreffenden Bauteils angestellt werden kann [Ech13, Heu12, Heu15].

Tabelle 27: Korrosionsarten nach DIN EN ISO 8044:2015-12, in Anlehnung an [Bob13, Ech13, N.N.15a]

Korrosionsart	Eigenschaften
Lochfraßkorrosion	<ul style="list-style-type: none"> läuft vorzugsweise an bestimmten Stellen der dem Korrosionsmedium ausgesetzten Metalloberfläche ab führt als Folge zu Löchern bis in das Metallinnere
Spaltrisskorrosion	tritt ausgehend von Spalten im oder neben dem Spalt auf
elektrochemische Korrosion	<ul style="list-style-type: none"> korrosive Wechselwirkung zwischen Metall und seiner Umgebung beinhaltet mindestens eine anodische sowie eine kathodische Reaktion
gleichmäßige Flächenkorrosion	<ul style="list-style-type: none"> läuft auf gesamter Oberfläche ab nahezu konstante Reaktionsgeschwindigkeit
selektive Korrosion	Korrosion einzelner Legierungselemente in anderem Mengenverhältnis als zur gesamten Legierung
interkristalline Korrosion	Korrosion in oder neben Korngrenzen eines Metalls

Der Korrosionsfortschritt lässt sich in Abhängigkeit vom Korrosionsmedium und dessen vorliegender Konzentration beurteilen [Ech13, Heu12, Heu15]. Zur Ausbildung von Hohlräumen und Löchern in und auf der Materialoberfläche kommt es infolge von Lochfraßkorrosionsercheinungen, die bei metallischen Legierungen im Regelfall durch metallurgische oder fertigungsbedingte Inhomogenitäten im Werkstoff hervorgerufen werden [Ech13, Heu12, Heu15]. Neben Ausscheidungen handelt es sich hierbei vor allem um Konzentrationsanhäufungen oder -verarmungen betreffender Legierungselemente [Ech13, Heu12, Heu15]. Insbesondere bei schweißtechnisch hergestellten Oberflächen kommt es oft zu Elementkonzentrationsunterschieden, die eine ungleichmäßige Passivierung der erzeugten Schichten bewirken und in der Folge einen selektiven Korrosionsangriff und somit Lochfraß begünstigen [Ech13, Heu12, Heu15].

6.4.1. Korrosion bei Industrieventilatoren

⁵ Korrosion von Metallen und Legierungen – Grundbegriffe (ehemals DIN 50900-2:2002-06)

Industrieventilatoren, die bei Prozessanwendungen mit höheren Temperaturen zum Einsatz kommen, werden oftmals während der Anfahr- und Abkühlvorgänge innerhalb der Anlage mit Kondensatbildung durch Taupunktunterschreitung der geförderten Gase konfrontiert. Um die Werkstoffperformance der im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Hochleistungsverschleißschutzschichten zusätzlich unter korrosiver Belastung tribosystemnah qualifizieren zu können, wurden zunächst entsprechende Fördergase aus dem Praxiseinsatz im Bereich der Stahlherstellung analysiert.

Tabelle 28: Fördergasanalysen aus dem Bereich der Stahlherstellung, in Anlehnung an [Ven16]

Untersuchungsbereich	Stahlwerk	Möllervorbereitung
Analysezustand	Kondensat (100 % Gasfeuchte)	eisenoxidhaltige Abluft
Betriebstemperatur in °C	68	60-90
max. Temperatur in °C	100	200
Staubgehalt in mg/m ³	50	100
pH-Niveau	7,8	-
Gasanalyse	Ca: 9,5 mg/dm ³ Cu: 0,07 mg/dm ³ Fe: 0,45 mg/dm ³ Na ₂ CO ₃ : 2,8 mg/dm ³ NH ₄ ⁺ : 3,8 mg/dm ³ Alkalien: 2,8 mg/dm ³ Chloride: 469 mg/dm³ Nitrate: 33,8 mg/dm ³ Nitrite: 3,6 mg/dm ³ Salzgehalt: 1.580 mg/dm ³ Schwebstoffe: 24,6 mg/dm ³	CO: 27,945 g/s NO _x : 65 g/s SO₂: 400 mg/m³

Die für das Stahlwerk durchgeführte Kondensationsanalyse (100 % Gasfeuchte, schwach alkalisch/basisch) ergab einen Chlorid-Anteil von ca. 470 mg/dm³ in Verbindung mit einem Salzgehalt von rund 1,6 g/dm³, der daher als wesentliche korrosive Komponente betrachtet werden kann. Innerhalb der Möllervorbereitung wirkt die untersuchte Abluft hingegen durch einen relativ hohen SO₂-Anteil (400 mg/m³) auf entsprechende Oberflächen korrosiv. Beim Schwefeldioxid, welches durch die Verbrennung von Schwefel (oder Schwefelwasserstoff) entsteht, handelt es sich um das Anhydrid von Dihydrogensulfit (H₂SO₃) beziehungsweise *Schwefliger Säure* [Mor01, Rie94]. Feuchtes Schwefeldioxid reagiert sauer und ist stark korrosiv. Für Laboruntersuchungen eignen sich jedoch chloridische Reagenzien besser, da gasförmiges Schwefeldioxid (SO₂) sehr giftig ist und für Korrosionstests aufwendig zunächst von Sauerstoff (O₂) zu Schwefeltrioxid (SO₃) oxidiert und anschließend mit Wasser (H₂O) zu Schwefelsäure (H₂SO₄) umgesetzt werden müsste [Mor01, Rie94].

Mechanische und korrosive Einflüsse können in verschiedenen Kombinationen miteinander wechselwirken. Oftmals treten die Schadensbilder nicht in ihrer Reinform auf, wodurch die Erkennbarkeit der verschleißverursachenden Abtragmechanismen zusätzlich erschwert wird. Festzuhalten bleibt jedoch, dass metallische Bauteile, die neben mechanischen Belastungen zusätzlich korrosiven Einsatzbedingungen ausgesetzt sind, tendenziell einen verschärften

Angriff auf den Werkstoff zeigen [Lan14]. Eine Übersicht über diese Verschleiß- beziehungsweise Korrosionsarten ist in DIN EN ISO 8044 aufgeführt. Die durch strömende (abrasiv-korrosive) Medien hervorgerufenen Korrosionsarten wie zum Beispiel die Erosions- und Kavitations- oder aber die Reibkorrosion finden im Gegensatz zu rissbildenden Arten wie der Spannungsrisskorrosion in der Bauteiloberfläche statt, wobei die Verkettung der relevanten Wirkmechanismen durchaus nicht weniger komplex ist [Lan14].

Um einen Bogen zum betrachteten Anwendungsfall strahlverschleißbeanspruchter Industrieventilatoren zu spannen, sollte aus diesem Grund eine erosions-/strömungsinduzierte Korrosionsuntersuchung durchgeführt werden, die gemäß DIN EN ISO 8044 sowohl einen mechanisch bedingten Oberflächenabtrag (Erosion als Form der Abrasion) als auch chemische Reaktionen (Korrosion) aufweist [Lan14]. Nach [Lan14, Spi10] konnte gezeigt werden, dass bei hohen Strömungsgeschwindigkeiten makroskopische Furchen in den Deckschichten entstehen können und im mikroskopischen Bereich (REM) eine unregelmäßig zerklüftete Oberfläche mit tiefen Korrosionsspuren erkennbar ist. Die hieraus resultierende Porosität im Bereich der Werkstoffoberflächen kann schließlich zu Instabilitäten führen, die wiederum einen Verschleißabtrag begünstigen. [Tha50] hat zudem das Korrosionsverhalten verschiedener Werkstoffe gegen Salzsäure (HCl) und Chlorwasserstoff untersucht. Hierbei ermittelte er jeweils in 10-Tage-Versuchen unter anderen Werkstoffen auch den korrosionsbedingten Abtrag von Nickellegierungen in sauerstofffreier 0,5-, 1- sowie 5-Gew.-%iger Salzsäure mit bereits aussagekräftigen Ergebnissen. Daneben ist das in entsprechenden Fördergasen als HCl gebundene Chlor nicht als inert zu werten, sondern HCl kann an den chemischen Reaktionen auf den Bauteiloberflächen mitwirken und hierdurch indirekt mögliche Korrosionsprozesse beeinflussen [Spi10].

6.4.2. Kombinierte Abrasions-Korrosionsprüfung (Miller-Test)

Aus diesen Überlegungen heraus wurden daher in Anlehnung an den Miller-Test gemäß ASTM G75-07 (2013) abrasiv-erosive Verschleißuntersuchungen unter zusätzlicher Korrosionsbeanspruchung durch Verwendung einer 1-molaren Salzsäure durchgeführt, um die strahlverschleißtechnisch untersuchten Beschichtungen einerseits hinsichtlich ihrer korrosivbedingten Werkstoffperformance, andererseits aber auch auf ihr Verschleißverhalten über ein größeres Spektrum hinweg zu qualifizieren.

Der Miller-Test ermöglicht die Quantifizierung der Abrasivität von Feststoff-Flüssigkeitsgemischen (Slurries) unterschiedlicher Zusammensetzungen und ist einer der wenigen Verschleißtests, die weltweit eine hohe Vergleichbarkeit bieten, da sich dieser Test als einer der internationalen Standardtests durchgesetzt hat [Bai14]. Über die Ermittlung der sogenannten Miller-Zahl lässt sich hierbei eine Aussage darüber treffen, ob für den unter-

suchten Anwendungsfall besondere Verschleißschutzvorkehrungen getroffen werden müssen oder nicht.

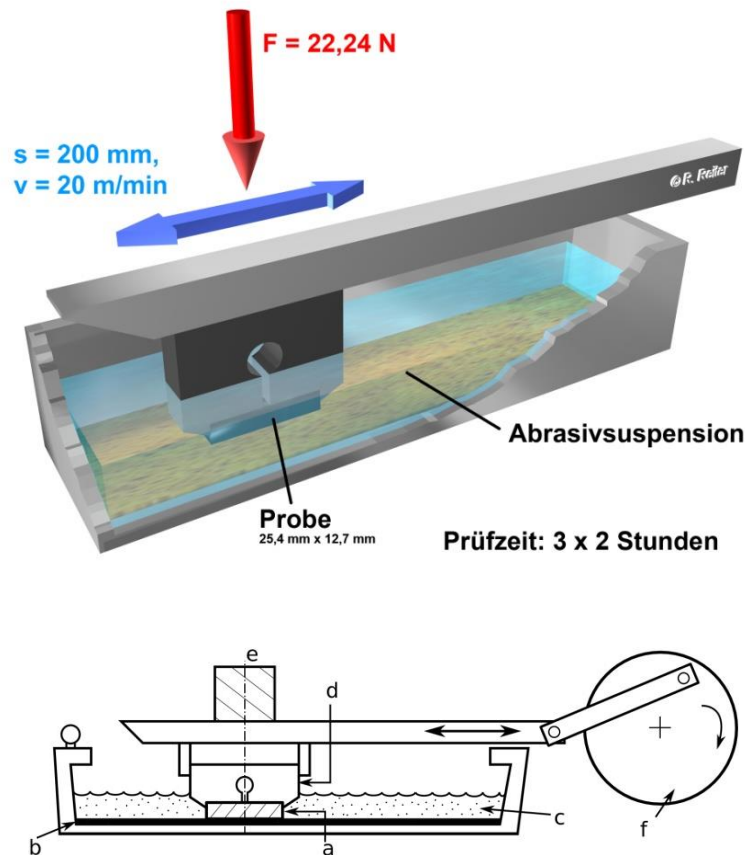


Abbildung 73: Miller-Test gemäß ASTM G75-07 [Wes11b], a: Probe, b: Gegenkörper aus Neopren-Kautschuk, c: Abrasivsuspension (Slurry), d: Probenhalter, e: Last, f: Rotationsscheibe

Die Prüfung nach ASTM G75-07 kann in zwei Richtungen erfolgen: Zum einen lässt sich mit der Prüfung von Standardproben die Abrasivität des Feststoff-Flüssigkeitsgemisches ermitteln, zum anderen ist durch den Einsatz von Standardgemischen der Verschleißwiderstand einzelner Probekörper bestimmbar. Für die Prüfung werden die Verschleißproben in den Probenhalter gespannt und in das Feststoff-Flüssigkeitsgemisch eingetaucht. Es können bis zu vier Proben gleichzeitig in voneinander getrennten Slurry-Wannen geprüft werden. Über einen Rotor wird durch eine exzentrisch angebrachte Treibstange eine oszillierende Bewegung der Proben realisiert. Die Flüssigkeitsmenge in den Wannen ist ausreichend groß genug, dass es zu keiner Probenerwärmung durch mechanische Reibung kommen kann.

Einen großen Vorteil bietet das Testverfahren aufgrund seiner vielseitigen Anwendbarkeit im Hinblick auf die (anteilmäßige) Feststoff-Flüssigkeitszusammensetzung des eingesetzten Prüfgemisches. Standardmäßig dient als Gegenkörper entsprechend der Prüfnorm Chloropren-Kautschuk (Neopren), es kann jedoch auch gegen andere Werkstoffe geprüft werden. Als Standardgemisch kommt eine Suspension aus Edelmetall (Al₂O₃) der Körnung F220 (entspricht der Miller-Zahl 1.000) in Wasser im Verhältnis 1:1 zum Einsatz. Hinsichtlich der

Korrosivität des Zwischenmediums existieren Probenhalter aus Metall (Aluminium) und Polymeren (PVC, PE o. ä.).

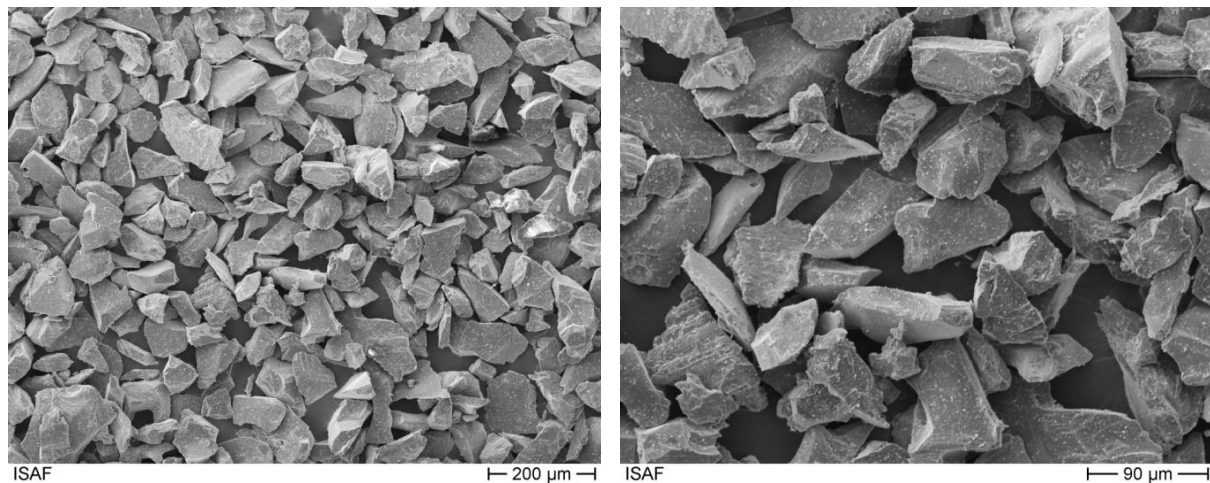


Abbildung 74: Edelkorund F220, REM-Aufnahmen

Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Miller-Tests wurde die Wasserkomponente durch eine korrosiv wirkende 1-molare HCl-Säure ersetzt. Zur Herstellung von 150 g 1 M HCl wurde standardmäßig eine 37%ige HCl-Lösung (370 g HCl/l H₂O) verwendet. Bei einer molaren Masse von $M_{12,1} = 36,46$ g/mol entspricht dies einer Stoffmenge $n_{12,1}$ von $\sim 10,15$ mol. Eine Umrechnung über die Dichte ($\rho_{\text{HCl}} = 1,19$ g/cm³) ergibt für die genutzte Säure eine 12,1-molare Lösung ($c_{12,1}$). Für 150 g 1 M HCl (c_1) werden daher etwa 126,1 ml (V_1) benötigt. Die Stoffmengen (n_1 , $n_{12,1}$) beinhalten die stoffmengenabhängigen -konzentrationen und -volumina:

$$n_1 [\text{mol}] = n_{12,1} [\text{mol}] \Leftrightarrow c_1 \left[\frac{\text{mol}}{\text{l}} \right] \cdot V_1 [\text{ml}] = c_{12,1} \left[\frac{\text{mol}}{\text{l}} \right] \cdot V_{12,1} [\text{ml}] \quad (6.8)$$

Hieraus lässt sich das benötigte Volumen $V_{12,1}$ der zur Verfügung stehenden Säure (37 %) bestimmen:

$$1 \frac{\text{mol}}{\text{l}} \cdot 126,1 \text{ ml} = 12,1 \frac{\text{mol}}{\text{l}} \cdot V_{12,1} \Rightarrow V_{12,1} = 10,4 \text{ ml} \quad (6.9)$$

Um den Versuch mit 150 g (korrosiver) Flüssigkeit zu fahren, mussten die 10,4 ml Säure daher mit $\Delta_V [\text{ml}] = (V_1 - V_{12,1}) [\text{ml}] = (126,1 - 10,4) \text{ ml} = 115,7 \text{ ml}$ Wasser aufgefüllt werden.

Durch Untersuchung der ausgewählten Werkstoffe mit dem hergestellten (säurehaltigen) Feststoff-Flüssigkeitsgemisch konnte der Verschleiß- (und Korrosions-)Widerstand aller einzelnen Probekörper beziehungsweise Auftragschichten bestimmt werden. Die Prüfung erfolgte für alle Beschichtungen unter Raumtemperatur (20 °C).

Tabelle 29: Prüfparameter der Miller-Prüfung

Abrasivgut	Edelkorund (Al ₂ O ₃) F220 (150 g)
Korndurchmesser	d ₅₀ = 58 µm
Zwischenmedium	1 M HCl _(aq) (150 g)
Gegenkörper	Neopren (Chloropren-Kautschuk)
Prüfkraft	22,4 N
Verschleißweg	20 cm/Hub
Geschwindigkeit	20 m/min
Probengeometrie	25,4 x 12,7 mm
Probenanzahl	4
Prüfzeit	3 x 2 h
Prüftemperatur	RT (20 °C)

6.5. Mechanisch-technologische Prüfung

Die Entwicklung solcher in dieser Arbeit thematisierten Hochleistungsverschleißschutzsysteme ist durch den Einsatz (ultra)hochfester Stähle – insbesondere S960+ – maßgeschneiderter Verschleißschuttlösungen und die Nutzung energiearmer Beschichtungs- und Fügeverfahren gekennzeichnet. Diese (ultra)hochfesten Werkstoffe lassen durch einen Festigkeitsgewinn eine deutliche Gewichtsreduzierung erwarten [Lor11]. Bislang wurden die Verschleißschutzplatten auf die thermisch unbeeinflussten Strukturbauteile aufgebracht und für den Festigkeitsnachweis nur die Eigenschaften der (ultra)hochfesten Stahlwerkstoffe angenommen. Um zu untersuchen, inwieweit das Leichtbaupotenzial beschichteter Strukturbauteile ausgeschöpft werden kann, ist eine mechanisch-technologische Verfahrensprüfung notwendig. Durch den wärmearmen GKLB-Schweißprozess konnte neben vergleichsweise geringen Aufmischungsgraden eine Aufmischungszone von < 1,5 mm eingestellt werden, wonach sich bei allen Beschichtungen von einem weitestgehend möglichen Erhalt der Festigkeitseigenschaften des Substratwerkstoffes ausgehen lässt. Um die positiven mechanisch-technologischen Eigenschaften der erzeugten Verbunde zu verifizieren, wurden an den erzeugten Flächenbeschichtungen darüber hinaus geeignete Zugprüfungen durchgeführt. Hierzu wurden aus den Hartauftragschichten Flachzugproben nach DIN 50125 (Form E, Probendicke a = 10 mm, Probenbreite b = 30 mm) gefertigt. Das Probenmaterial wurde durch Wasserstrahlschneiden aus den Panzerungen entnommen, da eine konturnahe Probenfertigung aufgrund der hohen Schichthärten der erzeugten Auftragungen mittels EDM-Trennens nicht möglich war. Die Schweißraupenrichtung wurde quer zur Probenlängsseite gewählt, um möglichst viele Einbrandkerben der Pendelraupen mit bei der Prüfung zu berücksichtigen. Für den ausgewählten Substratwerkstoff S960QL mit einer spezifischen Zugfestigkeit (R_m) im Bereich von 980 bis 1.150 MPa war eine grundwerkstoffbezogene Zugkraft erforderlich von mindestens:

$$F_m := R_m \cdot S_0 = \max(980 \dots 1.150 \text{ MPa}) \cdot a \cdot b = 1.150 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \cdot 10 \cdot 30 \text{ mm}^2 = 345 \text{ kN} \quad (6.10)$$



Die Zugversuche wurden daher bei der Salzgitter Flachstahl GmbH mit einer hydraulischen Zugprüfmaschine der Fa. Zwick GmbH & Co. KG (Zwick Roell Gruppe) vom Typ Zwick Z600H durchgeführt. Diese Maschine ist mit zwei Kugelrillspindeln sowie zwei Führungssäulen ausgestattet und bringt eine ausreichende maximale Zugkraft von 600 kN auf [N.N.16d]. Durch die hochauflösende und kanalsynchronisierte Messtechnologie der Anlage können sämtliche Materialkennwerte – auch bei kleinen Prüfkraften – sehr exakt und präzise bestimmt werden [N.N.16d]. Ausgewertet wurden die Zugfestigkeiten sowie die einzelnen Bruchdehnungen (A) der untersuchten Zugproben.

7. Auswertungen und technisch-wirtschaftliche Bewertung

Die Entwicklung und Herstellung von Hochleistungsverschleißschutzsystemen bestehend aus neuartigen (tribosystemangepassten) Verschleißschutzlegierungen und energiearmen GKL-B-Schweißprozessen zur Erzeugung aufmischungsarmer und einlagiger Panzerungen zum Einsatz unter feinabrasiv-erosiver Beanspruchung bietet Vorteile bezüglich des Aufmischungsgrades und der Schichtqualitäten, aber auch hinsichtlich des Leichtbaupotenzials entsprechender Strukturen aus hoch- und ultrahochfesten Materialien gegenüber herkömmlichen Verschleißschutzlösungen sowie konventionellen Beschichtungsverfahren.

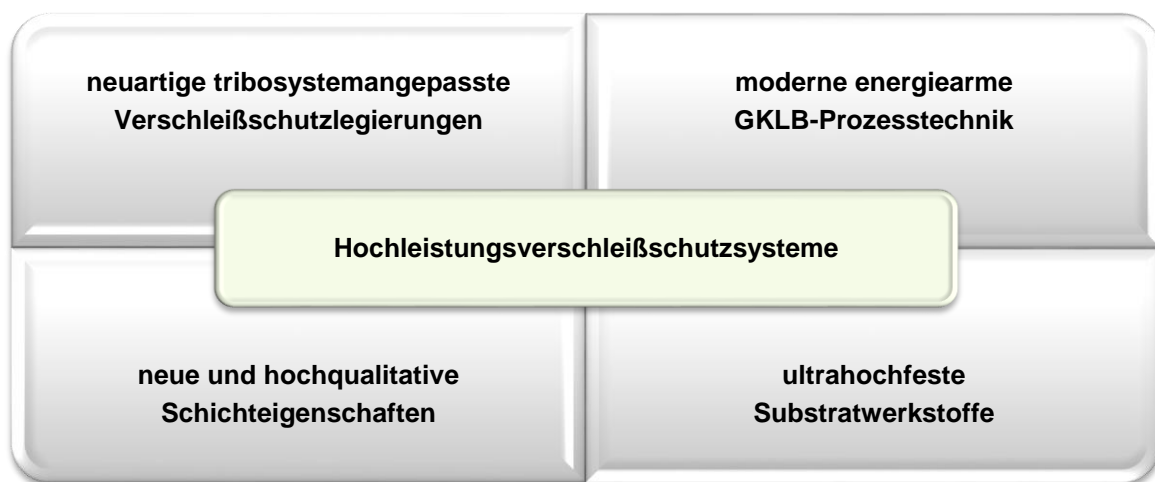


Abbildung 78: Hochleistungsverschleißschutzsysteme für den Ventilatorenbau

Die Zielsetzung weiterführender Untersuchungen war das schweißtechnische Generieren von Auftragschichten mit dem GKL-B-Prozess coldArc® der Fa. EWM HIGHTEC WELDING GmbH unter Verwendung von ausgewählten beziehungsweise neu entwickelten Fülldrahtelektroden. Da aufgrund der prozessbedingten geringen thermischen Beanspruchung der Substratwerkstoffe gegenüber herkömmlichen (wärmeintensiveren) Verfahren mit weniger Verzug und deutlich geringeren Eigenspannungen zu rechnen ist, besteht für die GKL-B-Technik ein hohes Potenzial im Bereich von Leichtbaukonstruktionen. Durch das energiearme Schweißen kann bei der Panzerung von hoch- und höchstfesten Konstruktionswerkstoffen wie beispielsweise den thermomechanisch gewalzten Feinkornbaustählen S690QL und S960QL aufgrund der geringeren thermischen Beanspruchung durch den Schweißprozess [Wes10b] ein konstruktiv wesentlich dickerer, thermisch unbeanspruchter Querschnitt berücksichtigt werden, sodass in der Folge die Auslegung tragender Elemente und damit das Gesamtgewicht entsprechender Anlagen nennenswert reduziert werden können.

Inwieweit sich die im Rahmen dieser Arbeit erzeugten Schichten von konventionellen Panzerungen und Verschleißschutzsystemen unterscheiden, wird in den anschließenden Abschnitten anhand von metallografischen, verschleiß- und korrosionstechnischen sowie mechanisch-technologischen Untersuchungen charakterisiert.

7.1. Schweißtechnische Qualifizierung und metallografische Auswertung

Über die gemessenen (effektiven) Strom- und Spannungsgrößen wurden über die eingestellten Schweißgeschwindigkeiten die Strecken- beziehungsweise die in Abhängigkeit der Pendelbreite resultierenden Flächenenergien bestimmt. Bei der Verarbeitung der FeCrC-Hartlegierung konnte eine Effektivspannung von $U_{\text{eff.}} = 23 \text{ V}$ bei einer effektiven Stromstärke von $I_{\text{eff.}} = 184 \text{ A}$ ($P_{\text{eff.}} = 125,5 \text{ kW}$) ermittelt werden. Unter Berücksichtigung der weiteren Prozessparameter ergab sich für die Legierung eine Streckenenergie von $E_s = 1,69 \text{ kJ/mm}$ beziehungsweise bei der Herstellung von Flächenauftragungen eine eingebrachte Flächenenergie (E_F) von ca. $0,11 \text{ kJ/mm}^2$.

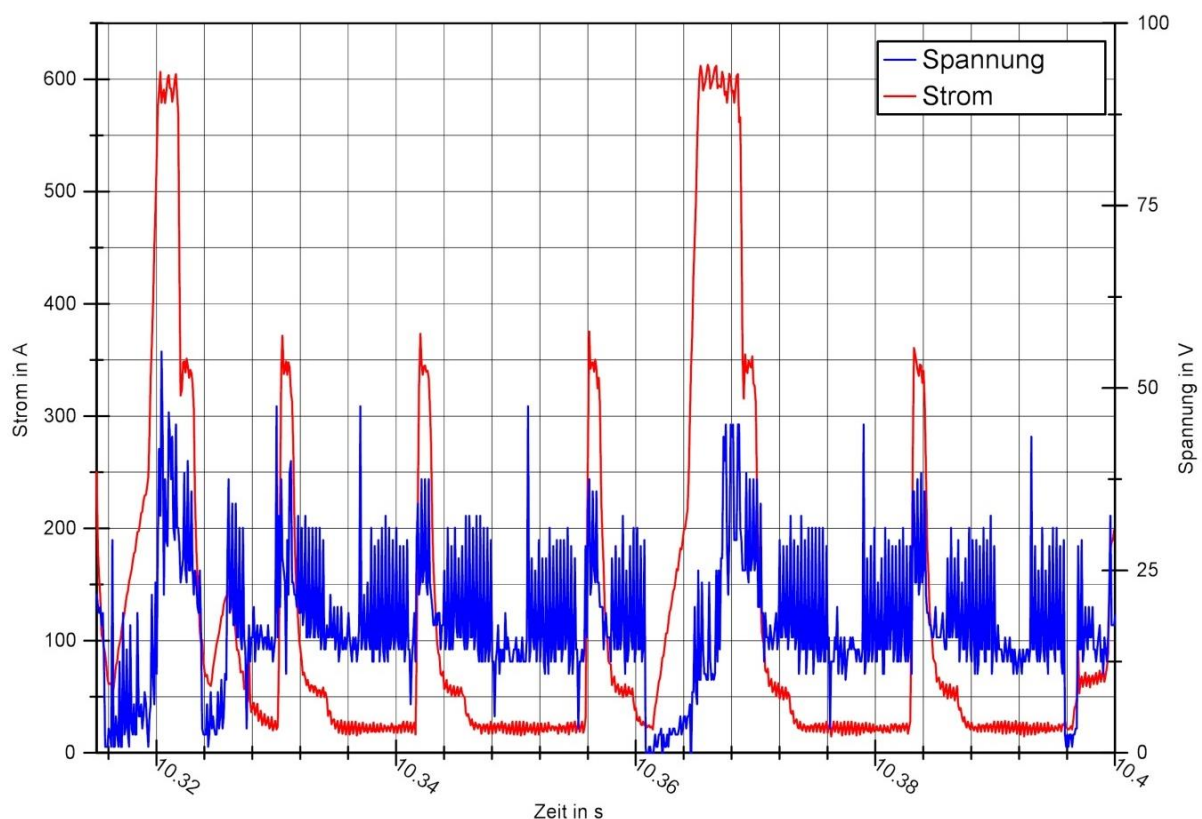


Abbildung 79: Messung des coldArc®-Energieeintrags für FeCrC-Cladding

Durch eine Spannungskorrektur am Lichtbogen konnte die Effektivspannung ($U_{\text{eff.}}$) noch weiter reduziert werden, sodass bei den weiteren Schweißungen mit allen Legierungen vollständig im GKLB-Bereich gearbeitet wurde. Die ermittelten Streckenenergien variierten im Be-

reich zwischen 0,56 und 0,87 kJ/mm, sodass die durchgeführten Auftragschweißungen als energie- beziehungsweise wärmearm eingestuft werden können [Ech13].

Tabelle 30: Prozessparameter der erzeugten Auftragschweißungen

Werkstoff	v_D in m/min	v_S in cm/min	E_S in kJ/mm	E_F in kJ/mm ²
NiCrBSi + WSC	2,5	70	0,77	-
FeCrC	3	15	1,69	0,11
FeCrB	3	17,5	0,67	0,04
FeCrNbVBC	3	17,5	0,67	0,04
Duroloy 625	3	15	0,56	0,04
DO*332	3	17,5	0,77	0,05
SK 900-O	2,5	17,5	0,86	0,06
Fe-Basis + cWSC	2	20	0,81	0,05
FeCrC + cWSC	2	20	0,87	0,06
FeCrVC + WSC	2	21	0,69	0,05
FeCrVC + cWSC	2	20	0,78	0,05
FeCrVC + cWSC+	2	21	0,67	0,04

Aus der reduzierten Energiezufuhr durch den Schweißprozess resultierte eine gesenkte Hartphasengröße aufgrund des eingeschränkten (thermisch aktivierten) Hartphasenwachstums. Gegenüber dem konventionellen MSG-Prozess, der für den untersuchten Werkstoff ein Aufmischungsgrad von über 40 % liefert, konnte mit dem GKLB-Verfahren eine Aufmischung von gerade 2,4 % erreicht werden. Als besonderer Vorteil ist die deutliche Reduzierung der Werkstoffschädigungstiefe von fast 4 mm sowie daneben die relativ geringe WEZ-Ausdehnung mit 2,3 (GKLB) gegenüber 3,8 mm (MSG).

Tabelle 31: Planimetrie an FeCrC-Auftragschweißung: MSG vs. GKLB

Prozess	MSG	GKLB
Aufmischung in %	40,4	2,4
Schichtdicke in mm	3,3	2,4
Werkstoffschädigungstiefe in mm	6	2,4
WEZ-Ausdehnung in mm	3,8	2,3

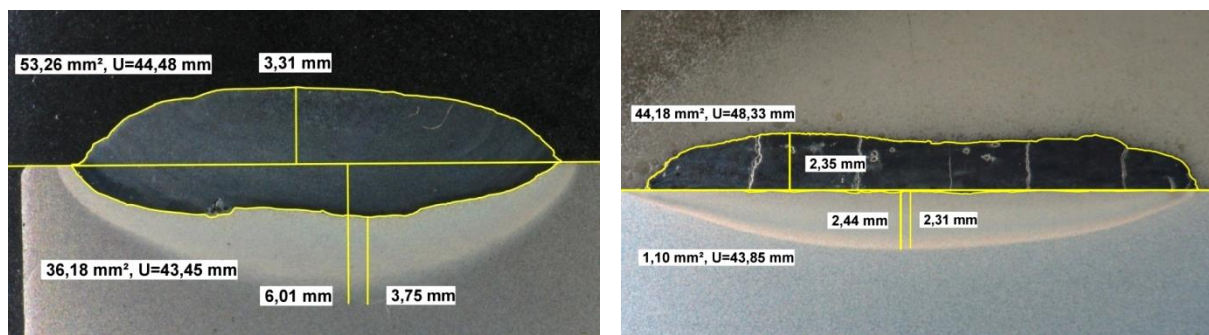


Abbildung 80: Makroskopischer Gefügeschliff an FeCrC-Auftragschweißung, links: MSG, rechts: GKLB [Hec15a-b]

Durch metallografische Schliffuntersuchungen der selbstfließenden (WSC-verstärkten) Ni-Basislegierung konnte festgestellt werden, dass durch den Einsatz der GKLB-Technik die Hartstoffe besser erhalten bleiben und der thermodynamisch bedingte Karbid-Zerfall, der

sich durch die Ausprägung des beschriebenen WSC-Auflösungssaums sowie die Bildung von Monowolframkarbid (WC) kennzeichnet, deutlich herabgesenkt werden konnte.

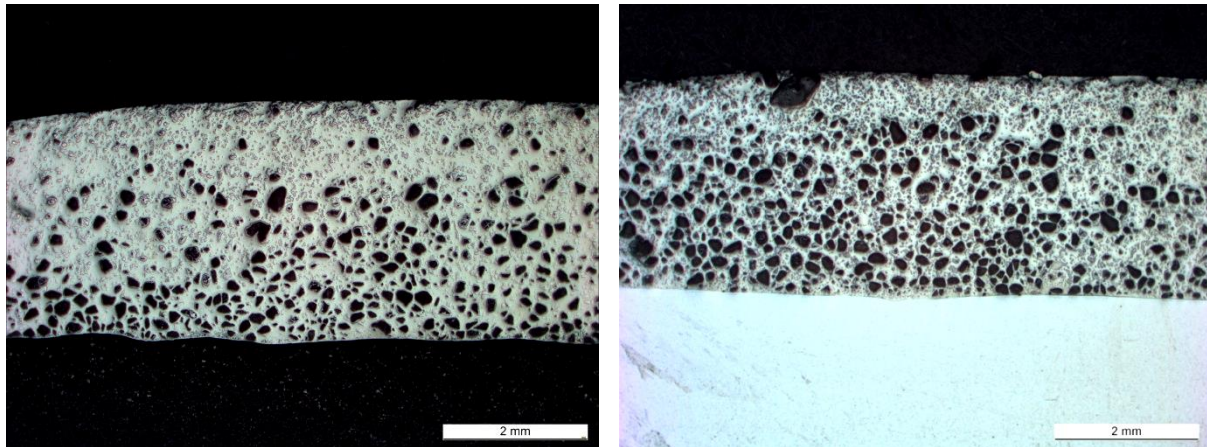


Abbildung 81: Prozessabhängiger Gefügevergleich von NiCrBSi + WSC, links: MSG, rechts: GKL

Tabelle 32: Planimetrie an WSC-verstärkter NiCrBSi-Auftragschweißung

Prozess	GKL
Aufmischung	4 %
Schichtdicke	1,6 mm
Werkstoffschädigungstiefe	1,4 mm
WEZ-Ausdehnung	1,1 mm

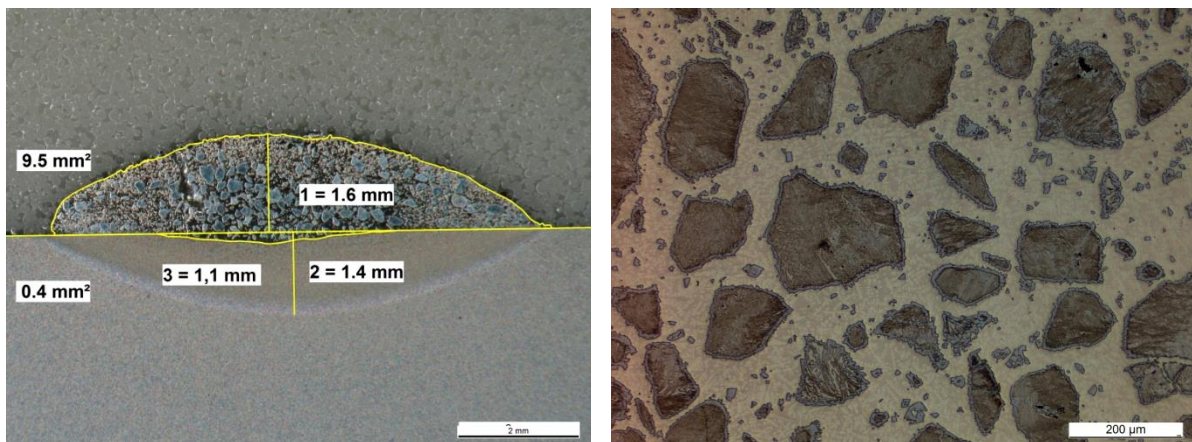


Abbildung 82: Schliffbilder an WSC-verstärkter NiCrBSi-Auftragschweißung

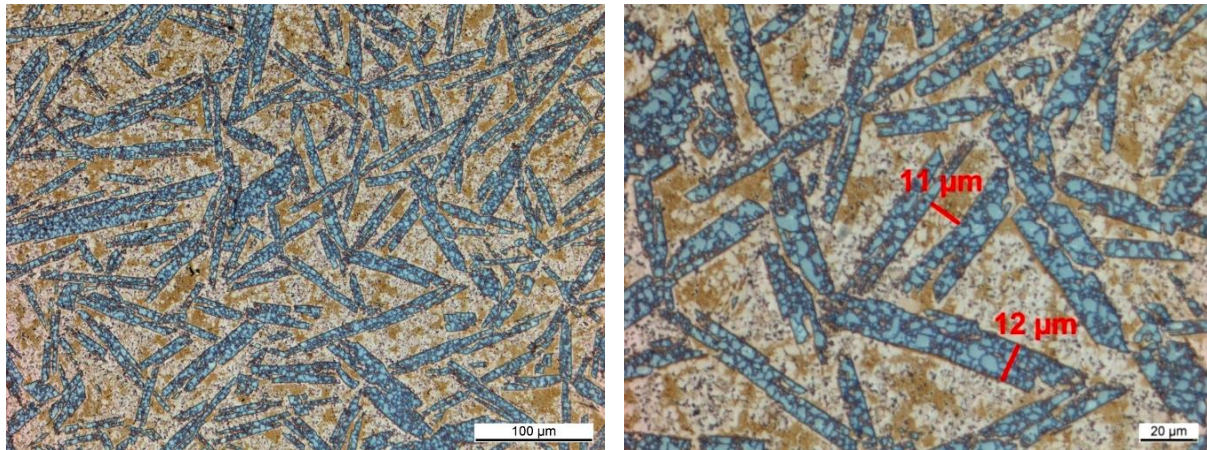


Abbildung 83: Mikroskopischer Gefügeschliff an FeCrB-Auftragschweißung, maßgeschneiderte Hartlegierung mit sehr geringen Hartphasenabständen[Hec15a-b]

Das martensitische Gefüge der mit GKLB-Prozess verarbeiteten FeCrB-Legierung weist eine regellose Hartstoffverteilung Cr-reicher Boride auf, die für eine zusätzliche Stabilität der Matrix sorgen, aber möglicherweise beim Verschleißangriff auch ein sprödes Herausbrechen aus der Schicht begünstigen. Insgesamt lassen jedoch die sehr geringen Hartphasenabstände eine gegenüber alternativen Hartstoffsystemen verbesserte Schicht- und Verschleißperformance im betrachteten Tribosystem erwarten. Durch das Ausscheiden von zusätzlichem VC zwischen den CrB-/Cr₂B-Hartphasen kann mit der Legierung vom Typ FeCrNbVBC der resultierende Hartphasenabstand noch weiter reduziert werden, sodass für feinabrasive Anwendungen mit einer weiteren Verbesserung der Schichteigenschaften zu rechnen ist.

Bei der Verarbeitung der (c)WSC-verstärkten Fe-Basislegierungen konnten die Aufmischungen durch eine geeignete Prozessführung noch weiter reduziert werden, sodass Aufmischungsgrade im Bereich von etwa 2-9 % eingestellt werden konnten. Für die cWSC-verstärkte Fe-Basis-Auftragschweißung konnte mit 1,9 % Aufmischung die untere Prozessgrenze der genutzten GKLB-Technik bei gerade noch ausreichender Schichthaftung erreicht werden.

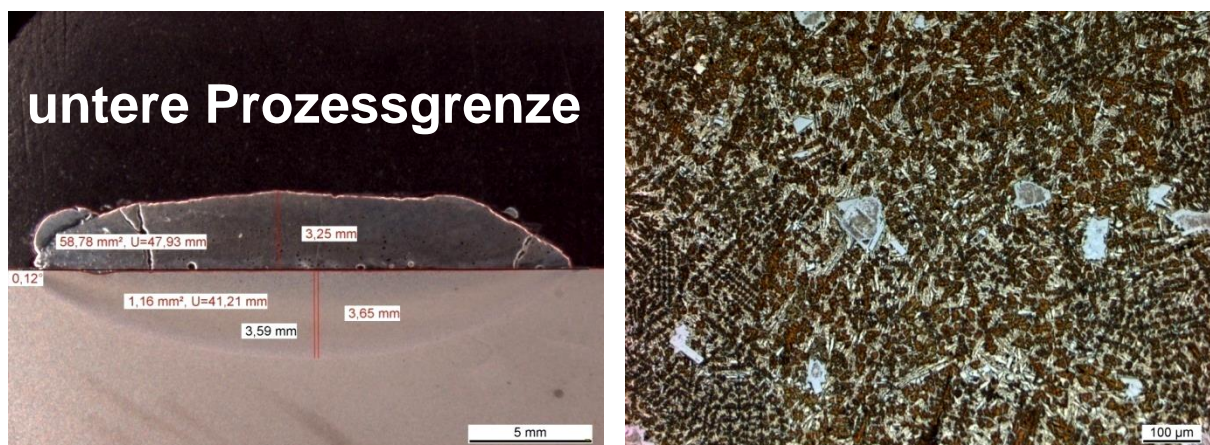


Abbildung 84: Schliffbilder an cWSC-verstärkter Fe-Basis-Auftragschweißung

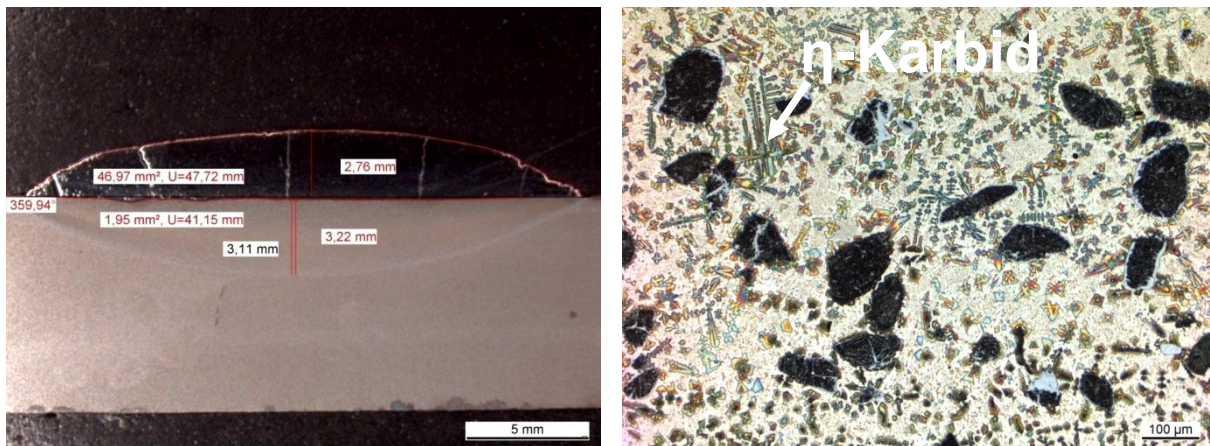


Abbildung 85: Schliffbilder an cWSC-verstärkter FeCrC-Auftragschweißung

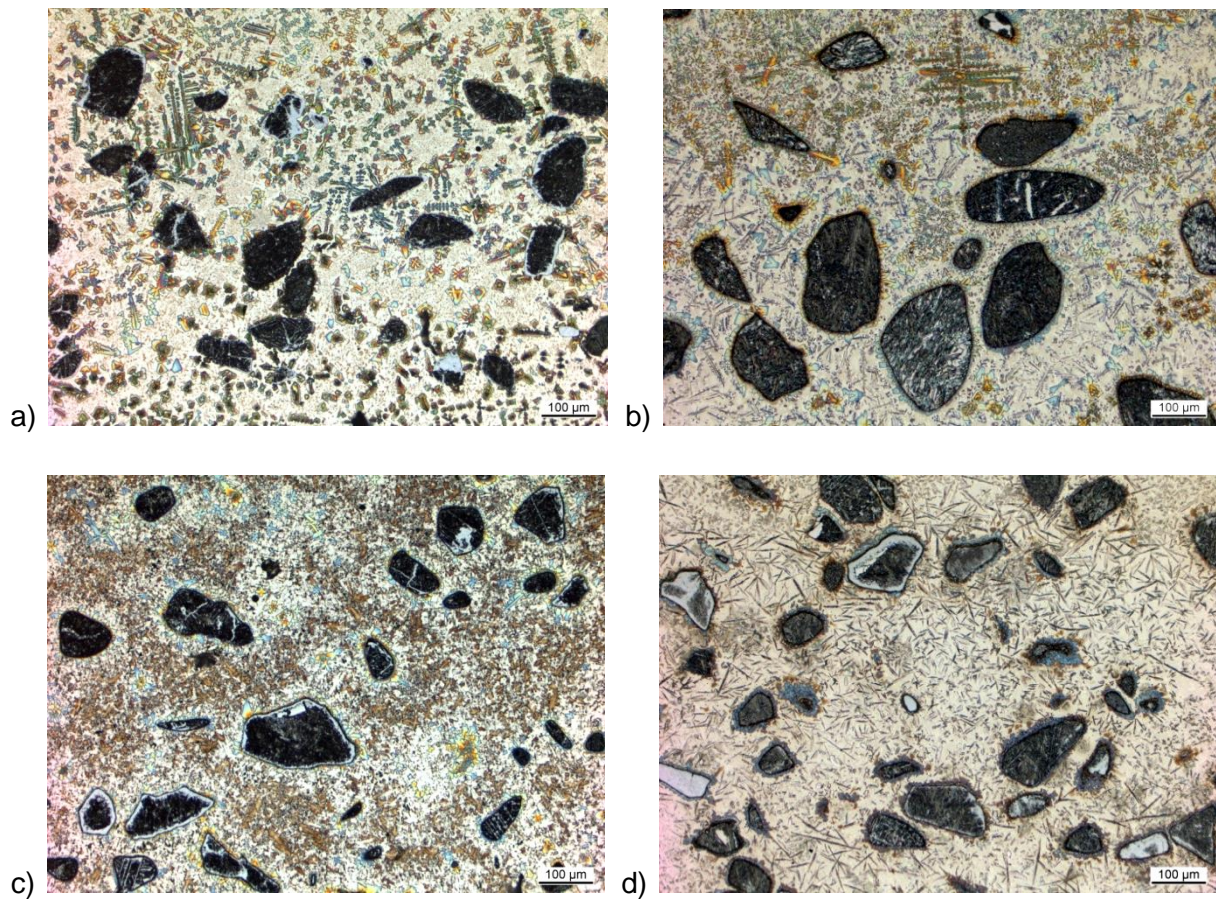


Abbildung 86: Gefügevergleich von Fe-Basislegierungen + (c)WSC: a) FeCrC + cWSC, b) FeCrVC + WSC, c) FeCrVC + cWSC, d) FeCrVC + cWSC+

Durch den eingesetzten GKLB-Prozess konnten nahtqualitativ hochwertige Beschichtungen generiert werden, sodass keine weitere Nacharbeit der Panzerungen nötig war.

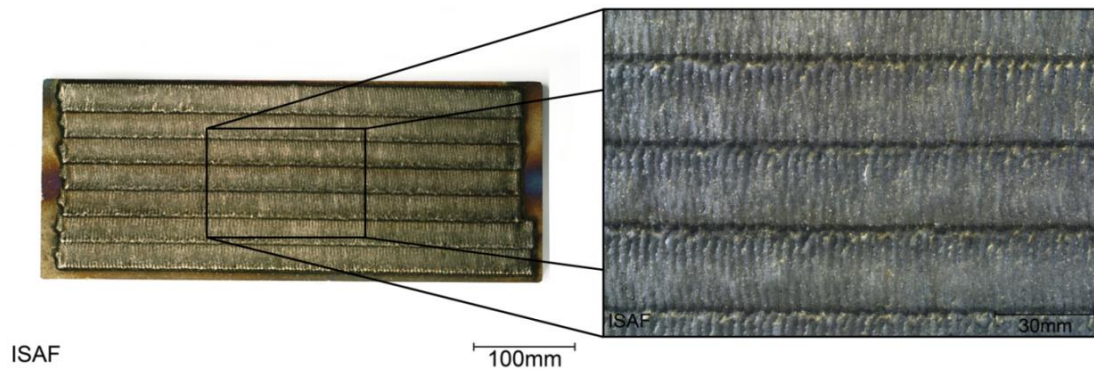


Abbildung 87: FeCrNbVBC-Panzerung auf S960QL-Substrat

Neben pyknometrischen Dichtebestimmungen nach Hubbard wurden die HRC-Schichthärten der erzeugten Panzerungen gemessen und gegenübergestellt. Für die Dichtemessungen wurde entsprechendes Probenmaterial aus dem reinen Schweißgut mittels Drahterodierens entnommen; die Härteprüfungen erfolgten auf geschliffenen Oberflächen. Die ermittelten Härten lagen zwischen ca. 51 und 67 HRC. Für den Werkstoff Duroloy 625 musste aufgrund der geringen Schichthärte eine Härtemessung nach Vickers (HV 30) vorgenommen werden.

Tabelle 33: Eigenschaften der hergestellten Verschleißschutzschichten

Werkstoff	Schichthärte in HRC	ρ_{SG} in g/cm ³
NiCrBSi + WSC	56,4	9,2
FeCrC	64,5	7,6
FeCrB	56,6	7,2
FeCrNbVBC	65	7,1
Duroloy 625	(203 HV 30)	8,1
DO*332	50,7	7,1
SK 900-O	61,1	9
Fe-Basis + cWSC	66,9	9
FeCrC + cWSC	63,7	9
FeCrVC + WSC	62,5	9
FeCrVC + cWSC	61,5	9
FeCr ⁺ VC + cWSC ⁺	65,1	9

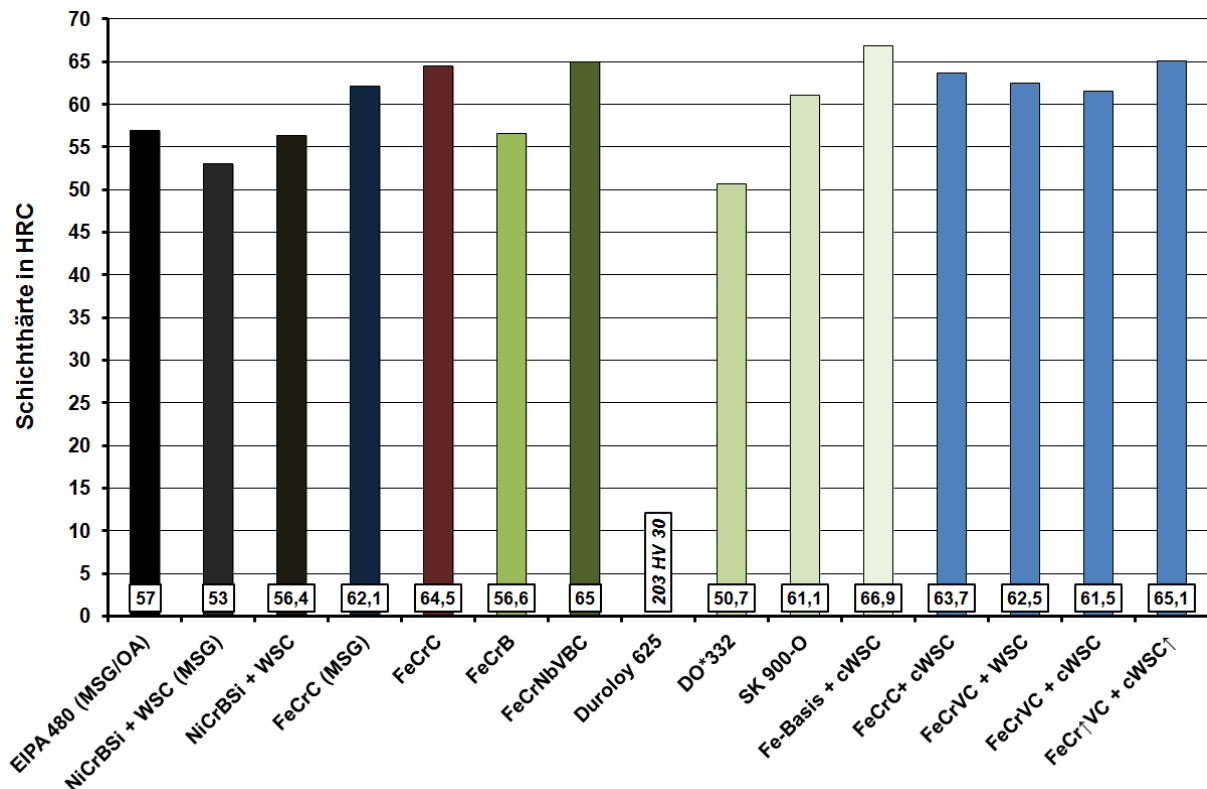


Abbildung 88: Schichthärten der hergestellten Verschleißschutzschichten

Unter den Beschichtungen mit arteigenen Hartphasen konnte bei der neu entwickelten Legierung vom Typ FeCrNbVBC mit 65 HRC die höchste Härte bestimmt werden. Die FeCrB-Beschichtung liegt mit 56,6 HRC (wesentlich) unterhalb der an den Schleißblechen gemessenen Härten. Die höchste Schichthärte konnten bei den WSC-Panzerungen gegenüber der NiCrBSi-Legierung bei der cWSC-verstärkten Fe-Basis mit knapp 67 HRC erreicht werden.

7.2. Verschleiß- und Korrosionsergebnisse

Die verschleißtechnische Werkstoffperformance wurde zunächst anhand des hochabrasiven Al_2O_3 vorqualifiziert, um die Werkstoffauswahl für die tribosystemgerechte Prüfung unter dem feinen Zementstaub ($d_{50} = 16 \mu\text{m}$) bei längeren Prüfzeiten (2 h) bereits weiter eingrenzen zu können. Die Verschleißergebnisse zeigten, dass gegenüber konventionell eingesetzten Verschleißschutzlösungen (Schleißbleche mit EIPA 480/550) vor allem mit den Panzerungen aus NiCrBSi + WSC, FeCrC und FeCrB sowie mit der cWSC-verstärkten Fe-Basis eine deutlich verbesserte Performance im Strahlverschleißverhalten erzielt werden konnte. Da die neuartige Fe-Basislegierung auch insbesondere gegenüber dem WSC-verstärkten Vergleichswerkstoff SK 900-O eine nahezu doppelte Verschleißbeständigkeit zeigte, konnten die übrigen (c)WSC-haltigen Fe-Basislegierungen bei den anschließenden Untersuchungen (als Verschleißschutzwerkstoffe im Kantenbereich) unter Prallverschleiß vernachlässigt werden.

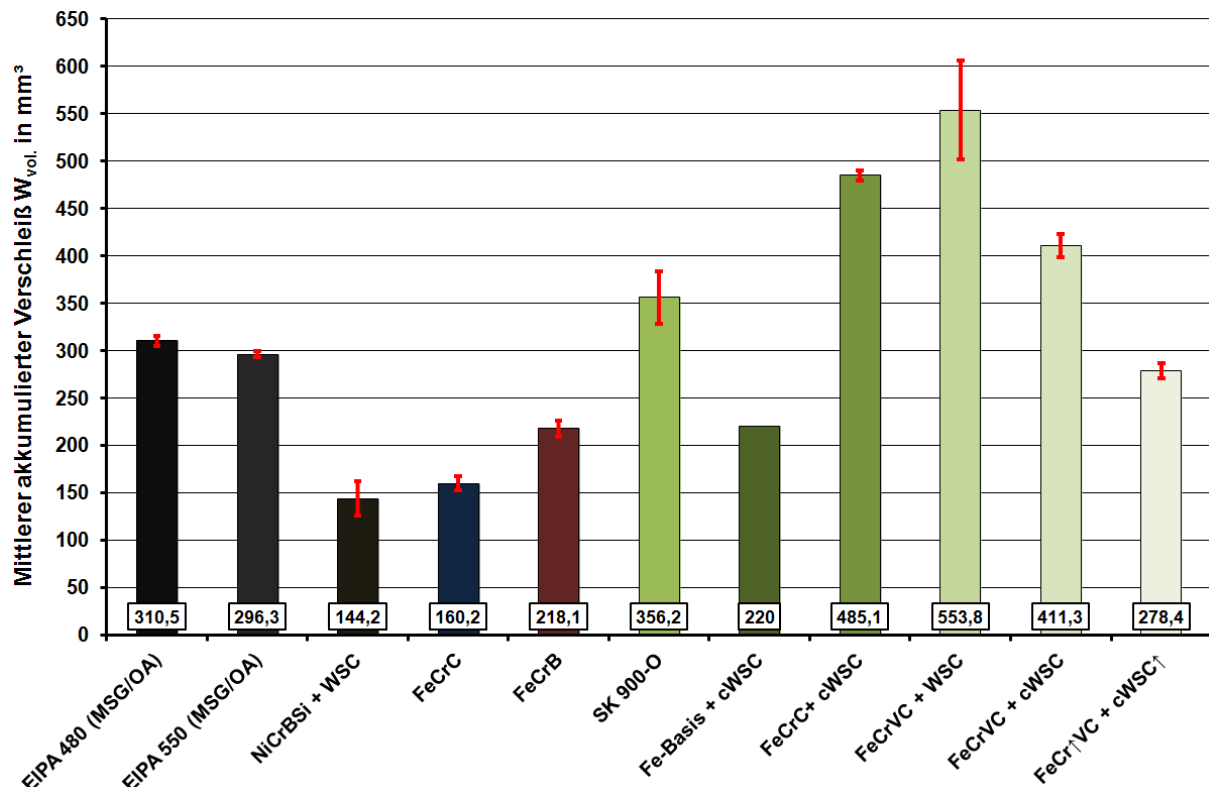


Abbildung 89: Ergebnisse der Strahlverschleißprüfung mit Edelkorund

Auf Grundlage dieser Ergebnisse wurde die eingegrenzte Werkstoffauswahl unter Zementstaub bei Verdopplung der Prüfzeiten geprüft. Eine Gegenüberstellung der Schweißprozesse (MSG vs. GKLB) anhand der Standardverschleißschutzlegierungen NiCrBSi + WSC und FeCrC ergab bereits, dass alleine durch die GKLB-Technik eine deutlich verbesserte Verschleißperformance gegenüber den mit dem MSG-Prozess hergestellten Schichten sowohl unter 10° (Schrägstrahl-) als auch unter 90° (Prallverschleiß) erzielt werden konnte. Der erhöhte Verschleißwiderstand ist auf die prozessspezifische Ausbildung des jeweiligen Gefüges zurückzuführen: Während sich bei der WSC-verstärkten Ni-Basislegierung durch den prozessbedingten geringeren Wärmeeintrag der auftretende Karbid-Zerfall beziehungsweise die Bildung von WC reduzieren ließ, konnte bei der FeCrC-Auftragschicht eine Hartphasenfeinung eingestellt werden, die besonders beim Verschleißangriff von feinen Partikelstäuben einen hohen Widerstand gegen abrasiv-erosiven Verschleiß bewirkt.

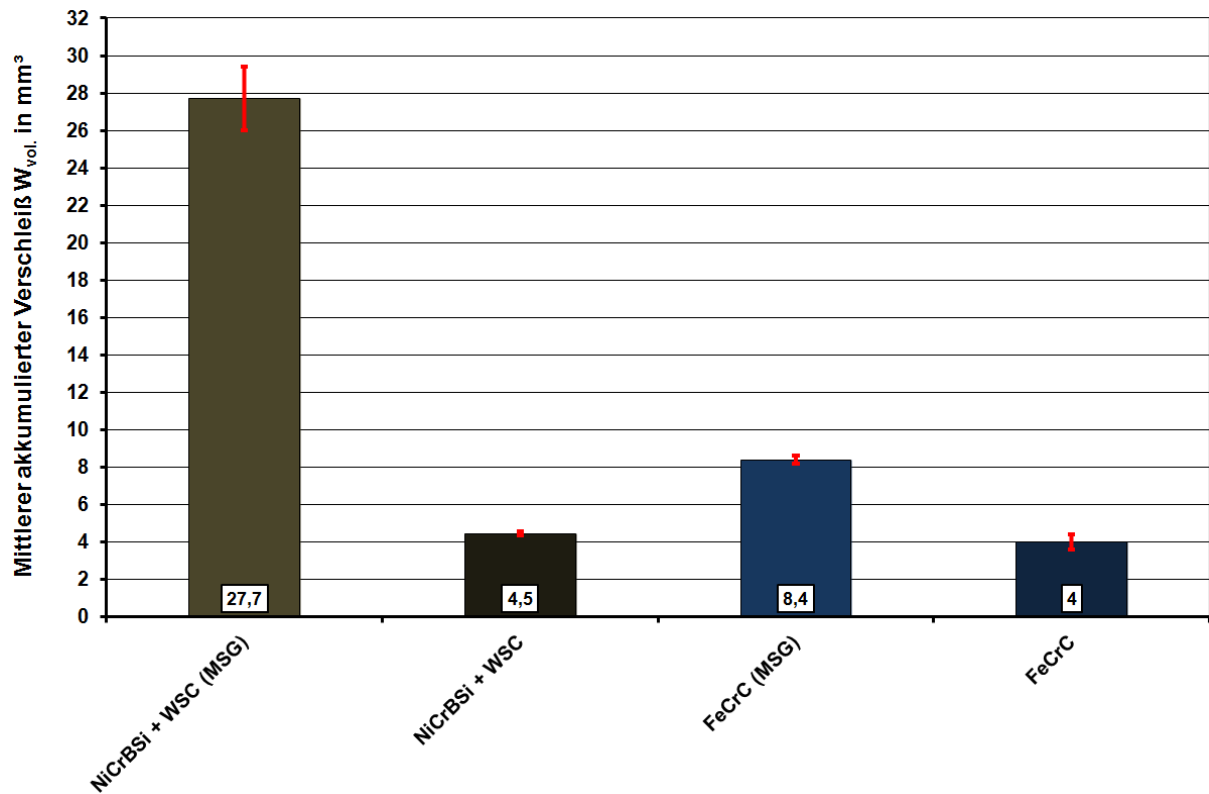


Abbildung 90: Prozessvergleich anhand Strahlverschleißprüfung unter 10°, Zementstaub, MSG-GKLB

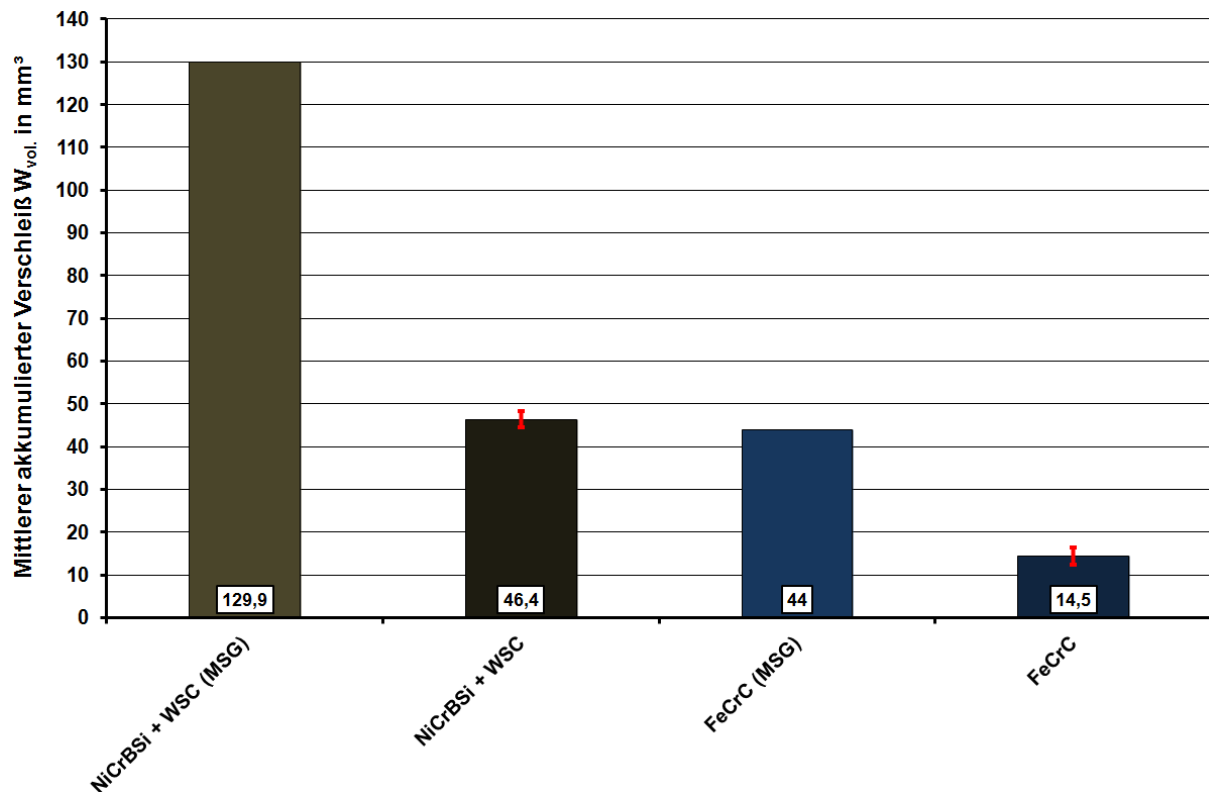


Abbildung 91: Prozessvergleich anhand Strahlverschleißprüfung unter 90°, Zementstaub, MSG-GKLB

Unter einem Beanspruchungswinkel von 10° wurde die Prüfung der Werkstoffe NiCrBSi + WSC, FeCrB/FeCrNbVBC sowie referenziell der Fe-Cr-C-(Mo-)Beschichtungen und aller

Vergleichslegierungen vorgenommen. Bei der Prüfung unter einem Winkel von 10° mit Zementstaub konnte bei allen eingesetzten und mit dem GKL-B-Prozess (EWM-coldArc®) verarbeiteten Drähten sowohl eine höhere Verschleißbeständigkeit gegenüber herkömmlichen Verschleißschutzwerkstoffen (Fe-Cr-C-Schleißbleche) als auch eine deutlich verbesserte Verschleißperformance im Vergleich zu den MSG-verschweißten Fülldrahtwerkstoffen (hier am Beispiel von FeCrC als Fe- und NiCrBSi + WSC als Ni-Basislegierung) nachgewiesen werden. Die neuartigen Verschleißschutzwerkstoffe lieferten mit ihrer für die Verschleißbedingungen maßgeschneiderten Gefügemorphologie aus regellos verteilten und fest in der Matrix verankerten (lanzettförmigen) Hartstoffen bei gleichzeitig geringen Hartphasenabständen (im Bereich von 10 bis 25 μm) sowie in Verbindung mit der energiearmen GKL-B-Prozesstechnik (Aufmischungsgrade $< 10\%$) gegenüber konventionellen Verschleißschutzlösungen (EIPA 480) beziehungsweise Schleißblechen vom Typ Fe-Cr-C Standzeiterhöhungen von rund 325 bis 400 %. Gegenüber herkömmlichen, ebenfalls mit dem GKL-B-Verfahren verarbeiteten Verschleißschutzlegierungen konnte eine Steigerung der verschleißbedingten Standzeit von 150-175 % erzielt werden. Eine zusätzliche Erhöhung der Verschleißbeständigkeit durch den Einsatz von VC bei der Verwendung einer CrB-/Cr₂B-bildenden Fe-Basislegierung (FeCrNbVBC) zeigte sich bei den Versuchen nicht und kann daher nicht bestätigt werden.

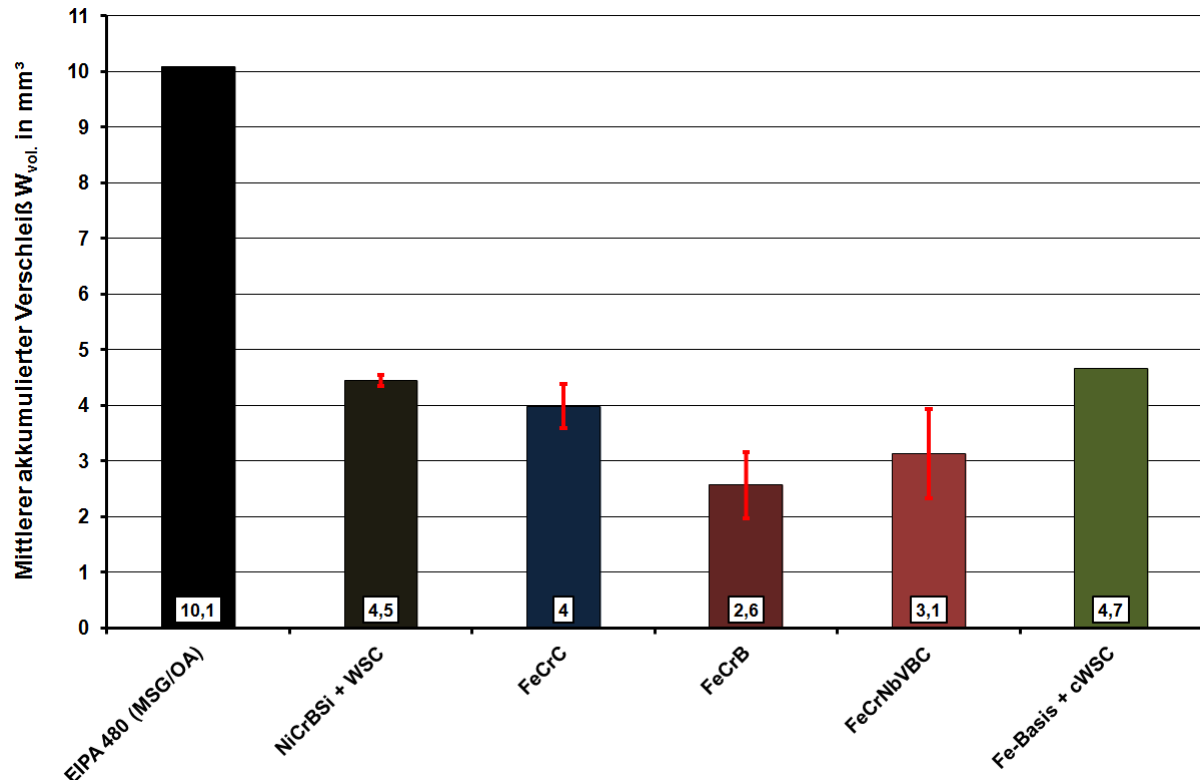


Abbildung 92: Ergebnisse der Strahlverschleißprüfung mit Zementstaub unter 10°

Der erhöhte Verschleißwiderstand lässt sich auch hier durch die prozessspezifische Gefügeausbildung wie folgt erklären: Durch den energiearmen GKL-B-Prozess sind die Gefüge durch eine hohe Packungsdichte ausgeschiedener (bei NiCrBSi + WSC durch das geänderte Legierungs-/Hartstoffkonzept zusätzlich eingebrachter) Hartstoffe mit einem geringen Hartphasenabstand ($\leq 12 \mu\text{m}$) gekennzeichnet. Das Gefüge der FeCrB-Panzerung weist darüber hinaus eine definierte Hartstoffverteilung mit einer homogenen Ausrichtung lanzettförmiger Cr-Boride (Hartphasen-Härtemessung nach Vickers: 1.185 HV 0,1; WSC_{Ni-bal.} zum Vergleich: 2.360 HV 0,1) auf, wodurch insbesondere gegenüber dem betrachteten Abrasivgut ($d_{50} = 16 \mu\text{m}$) ein hoher Verschleißwiderstand erreicht werden kann.

Neben den genannten Werkstoffen wurden außerdem die ausgewählten (c)WSC-verstärkten Fe-Basislegierungen als potenzielle Kantenwerkstoffe einer Beanspruchung unter 90°-Prallverschleiß ausgesetzt.

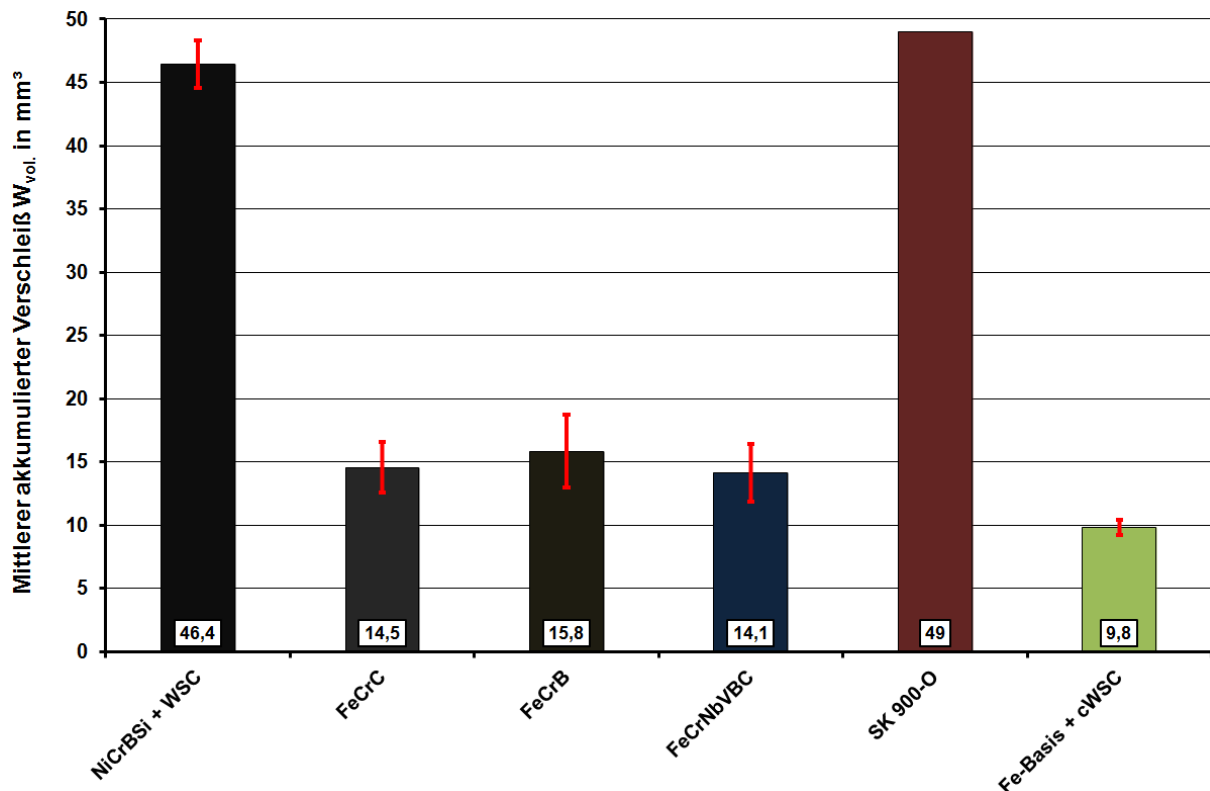


Abbildung 93: Ergebnisse der Strahlverschleißprüfung mit Zementstaub unter 90°

Hier ergab sich, dass durch die neuartige cWSC-verstärkte Fe-Basis-Pseudolegierung die höchste Verschleißbeständigkeit erreicht werden konnte. Die Schicht zeigte im Vergleich zum im Schaufelkantenbereich herkömmlich eingesetzten Werkstoff SK 900-O einen volumetrischen Verschleißabtrag von gerade 20 %. Die Fe-Basislegierungen mit arteigenen Hartphasen (FeCrC, FeCrB und FeCrNbVBC) stellen (energiearm verarbeitet) mit einem auf ca. 30 % reduzierten Abtrag auch unter Prallverschleißbeanspruchung geeignete Verschleißschutzlösungen dar.

Um die FeCrB-Legierung, für die unter Schrägstrahlverschleißbeanspruchung bei der Prüfung mit Zementstaub der höchste Verschleißwiderstand ermittelt werden konnte, unter einem noch feineren Abrasivgut qualifizieren zu können, wurde die Schicht vergleichsweise zusammen mit der FeCrC-Schweißung unter Quarzmehl ($d_{50} = 3,4 \mu\text{m}$) geprüft. Hier konnte jedoch durch den Werkstoff gegenüber der Referenzschicht EIPA 480 keine Verbesserung im Verschleißverhalten erzielt werden. Die FeCrC-Schicht weist bei der Prüfung unter Quarzmehl das geeignetere Verhältnis aus prozessbedingter Hartphasenfeinung und -härte auf und ermöglicht eine Reduzierung des Verschleißvolumens W_{vol} gegenüber der Referenz um ca. 25 %.

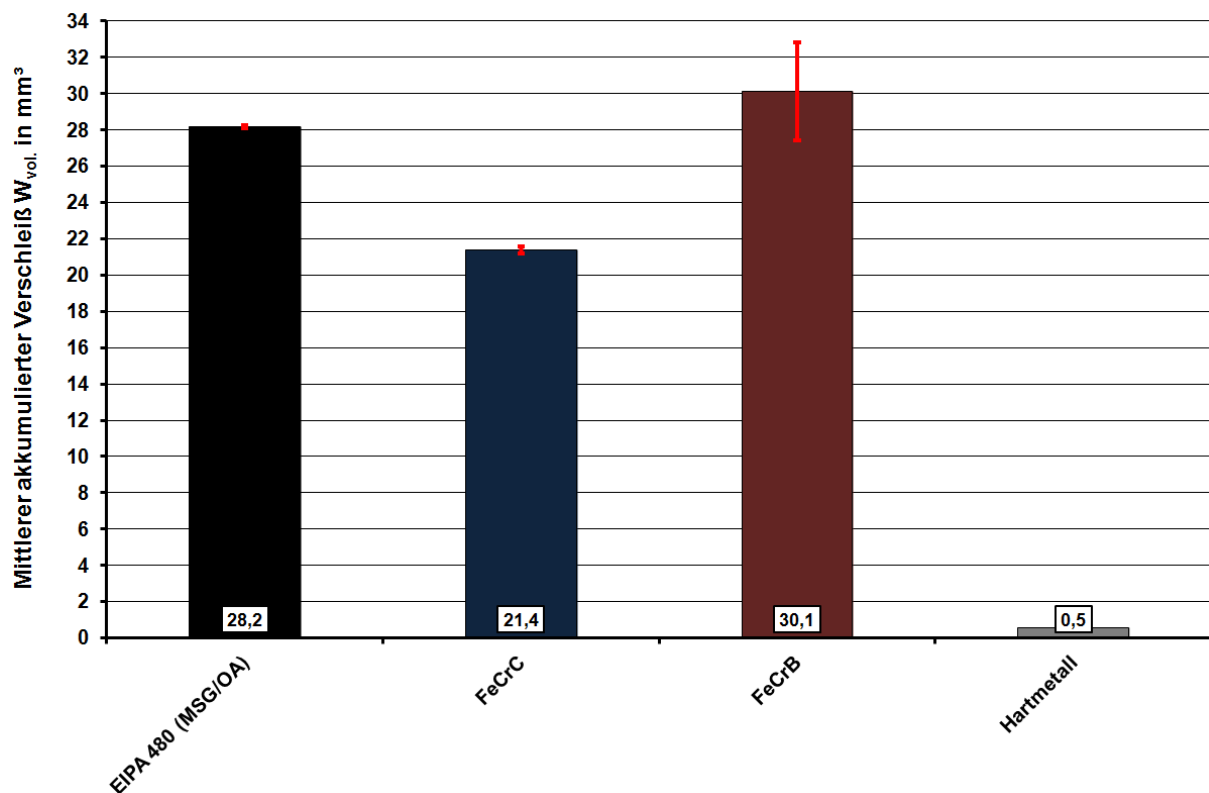


Abbildung 94: Ergebnisse der Strahlverschleißprüfung mit Quarzmehl

Für die Qualifizierung unter Hochtemperaturstrahlverschleiß wurden neben dem bei höheren Temperaturen konventionell eingesetzten Schleißblech (EIPA 550) [Ven16] ebenfalls die FeCrC- und FeCrB-Verschleißschutzlegierung untersucht. Die Prüfung der Schichten unter Hochtemperatur bei 500 °C ergab, dass mit der FeCrB-Schicht im Vergleich zur FeCrC-Legierung zwar ein besseres Verschleißergebnis erreicht, eine Verbesserung zur Standardverschleißschutzschicht EIPA 550 jedoch nicht erlangt werden konnte. Eine Verbesserung der Verschleißbeständigkeit konnte hier weder durch eine Feinung der Hartphasen noch durch eine gefügebedingte Anordnung von Hartphasen mit geringen Abständen realisiert werden. Es ist davon auszugehen, dass durch die Einwirkung der hohen Prüftemperatur die Auftragschichten an Duktilität verlieren und somit gegenüber dem Verschleißangriff ein in

RT-Relation geringeres Energieabsorptionsvermögen aufweisen, was die Schichten somit gegen den wirkenden Schrägstrahlverschleiß unter dem eingesetzten Abrasivgut (SiO_2 12f, $d_{50} = 150 \mu\text{m}$) im Vergleich zum untersuchten Schleißblech deutlich anfälliger macht.

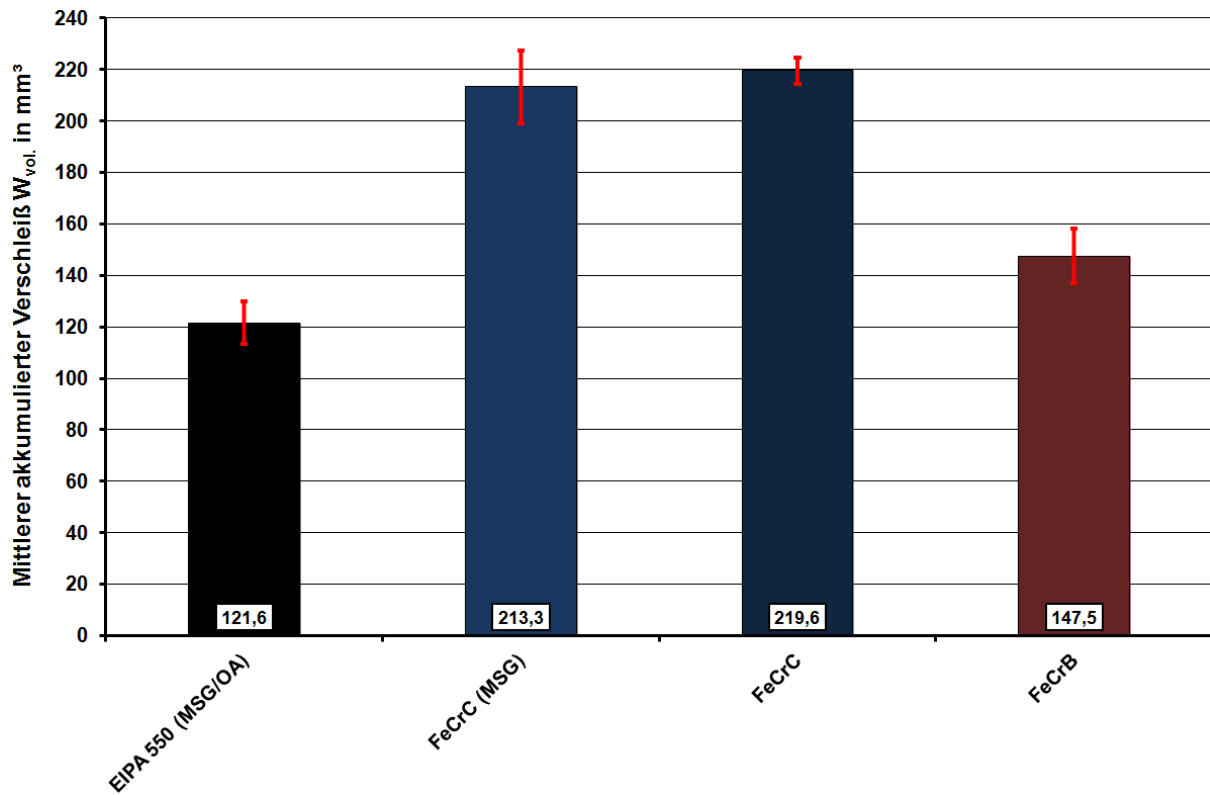


Abbildung 95: Ergebnisse der Hochtemperaturstrahlverschleißprüfung

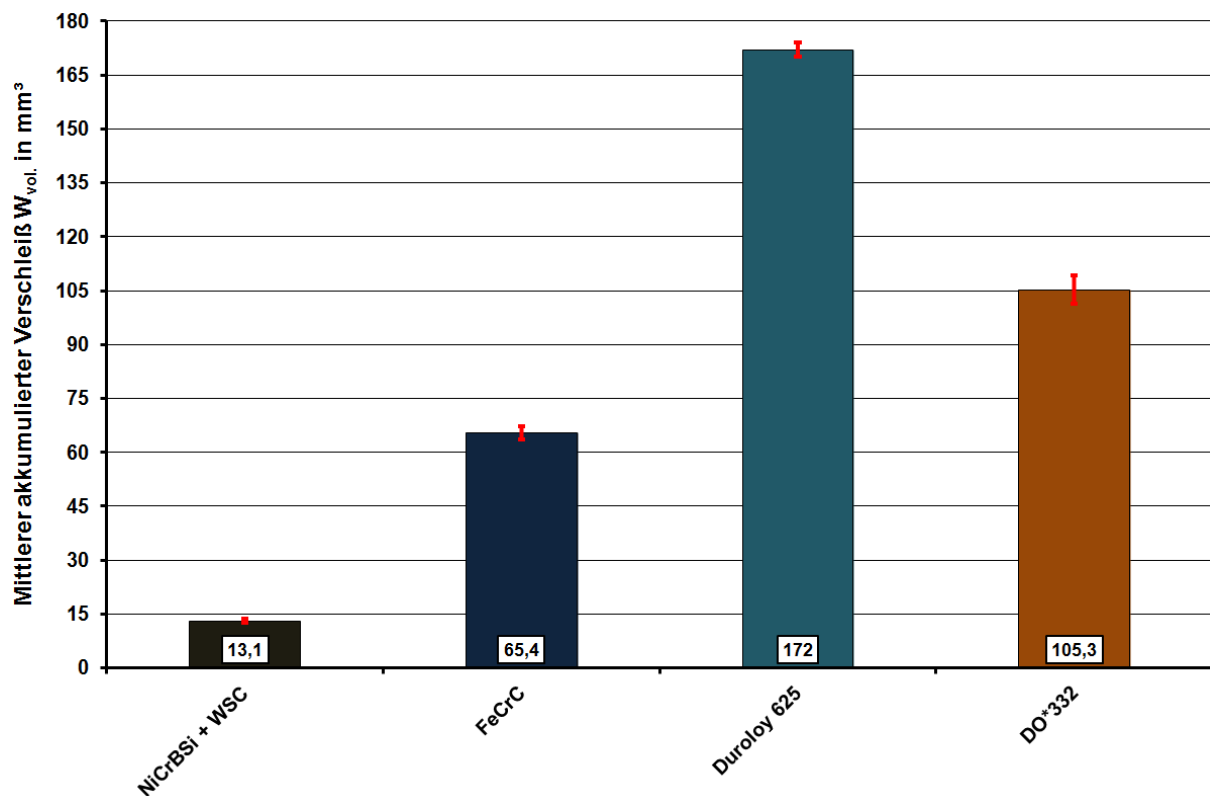


Abbildung 96: Ergebnisse der Miller-Prüfung

Bei dem kombinierten Korrosions-Abrasionsverschleißtest gemäß ASTM G75-07 (Miller-Prüfung) konnten die GKLB-verarbeiteten und strahlverschleißtechnisch untersuchten Legierungen NiCrBSi + WSC und FeCrC auch gegenüber herkömmlichen Verschleißschutzlegierungen, die im (leicht) korrosiven Bereich weit verbreitete Anwendung finden [Cas16, Dur16, Ven16], eine hohe korrosiv-abrasiv-erosive Beständigkeit vorweisen. Insbesondere durch die WSC-verstärkte Ni-Basislegierung konnte der Abtrag auf unter 8 (Duroloy 625) beziehungsweise etwa 12,5 % (DO*332) reduziert werden.

7.3. Leichtbaupotenzial

Bei der Herstellung der Auftragschichten wurden Schichtdicken im Bereich zwischen 2 und 2,5 mm bei gleichzeitiger Verbesserung der Verschleißperformance gegenüber konventionellen (schweißtechnisch aufgetragenen) Verschleißschutzschichten realisiert. Herkömmliche Schichtverbunde weisen eine Ausdehnung der WEZ von bis zu 5 mm auf.

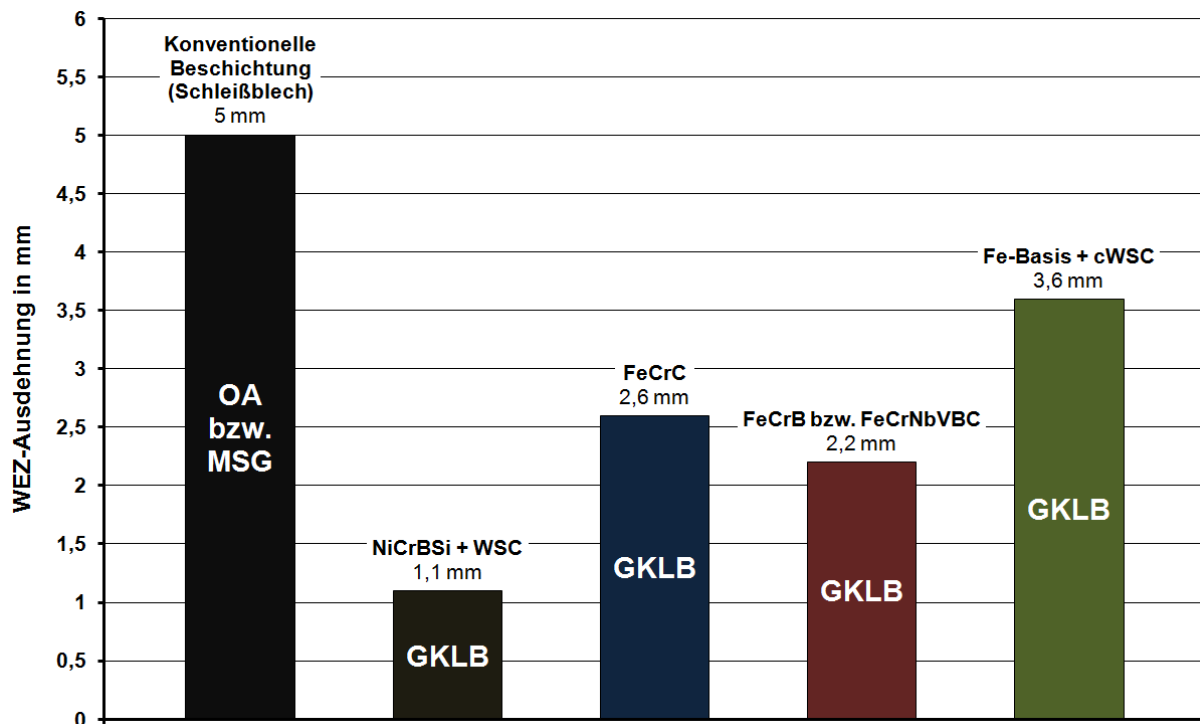


Abbildung 97: Wärmebeeinflussung des Substrats bei OA/MSG und GKLB, in Anlehnung an [Hec15a-b]

Bei den im Rahmen dieser Arbeit erzeugten Schichten konnte der wärmebeeinflusste Gefügebereich prozesssicher und reproduzierbar auf ca. 3 mm reduziert werden. Hiernach ergibt sich darüber hinaus eine deutliche Vergrößerung des tragenden Restquerschnitts entsprechend belasteter Strukturbauteile. Eine GKLB-prozessbedingte Reduzierung der WEZ-Ausdehnung konnte durch Kleinlast-Härtemessungen (HV 1) im Bereich der WEZ zusätzlich bestätigt werden, wie sich am Vergleich der Härtereihen deutlich zeigen lässt. Gegenüber einem herkömmlichen (MSG-geschweißten) Fe-Cr-C-Schleißblech konnte durch den ener-

giearmen GKLБ-Schweißprozess die Aufhärtung in der WEZ sowie im temperaturempfindlichen Substrat wesentlich reduziert werden. Außerdem ergab sich sowohl bei der Standard-(FeCrC) als auch bei der neu entwickelten Verschleißschutzlegierung vom Typ FeCrNbVBC eine nennenswerte Härtesteigerung im Schweißgut.

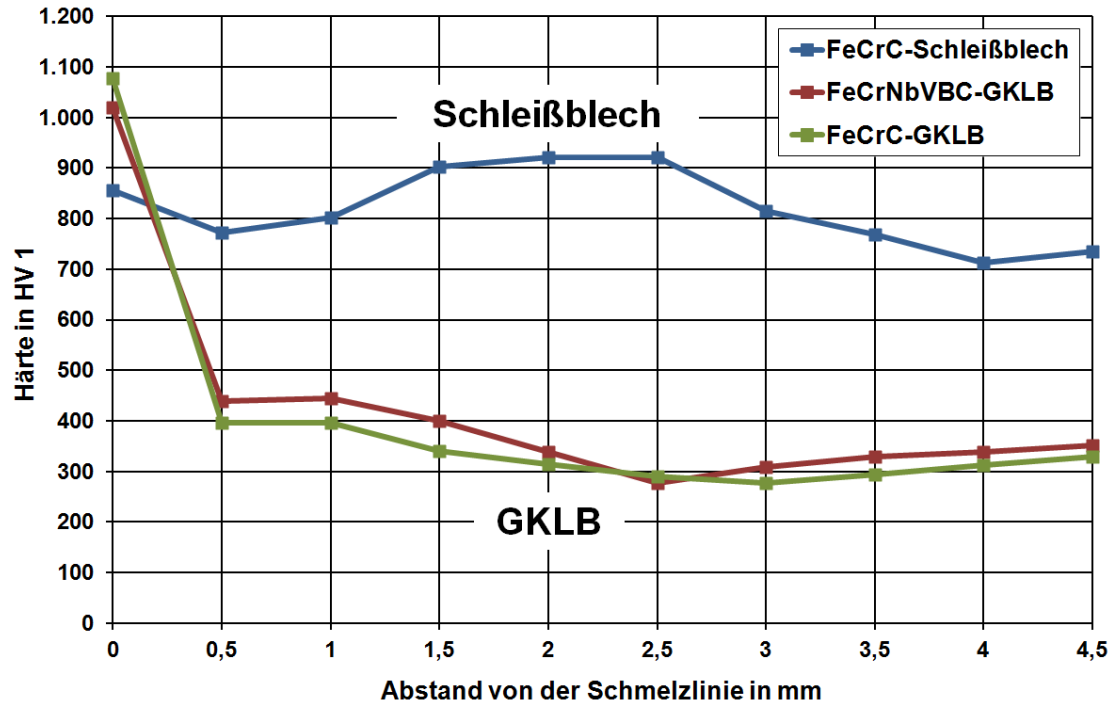


Abbildung 98: Härtevergleich in der WEZ, in Anlehnung an [Hec15a-b]

Wie durch den Zugversuch nachweisen werden konnte, liegt die Mindestdehnfähigkeit des untersuchten Grundwerkstoffes (S960QL) bei ca. 950 MPa ($R_{eH} = 960$ MPa laut Hersteller) bei einer Zugfestigkeit von mindestens 1.075 MPa mit knapp 18 % Bruchdehnung ($A_{min.} = 10$ %). Die mit dem GKLБ-Prozess wärmearm beschichteten Zugproben zeigten für die FeCrC-Legierung noch eine Zugfestigkeit von bis zu 800 MPa. Die Bruchdehnungen lagen im Bereich zwischen 7 und 8,5 %. Die für das Tribosystem beziehungsweise die vorliegende Art der Verschleißbeanspruchung interessanten Cr-Borid-Hartlegierungen (hier am Beispiel der FeCrNbVBC-Legierung) weisen ein R_m von immerhin über 750 MPa bei einer Bruchdehnung von $A = 7$ % auf. Die mit einem konventionellen MSG-Prozess hergestellte Schicht, welche mit einer relativ hohen Streckenergieführung von $\sim 2,6$ kJ/mm beziehungsweise im Vergleich zu den GKLБ-geschweißten Panzerungen etwa doppelten bis mehr als vierfachen Flächenenergie erzeugt wurde, zeigte eine um 120-200 MPa geringere Festigkeit.

Tabelle 34: Energieführung beim Auftragschweißen

Prozess	Werkstoff	v_D in m/min	v_S in cm/min	E_S in kJ/mm	E_F in kJ/mm ²
MSG	FeCrC	5,5	17,5	2,58	0,17
GKLБ		3	15	1,69	0,11
	FeCrNbVBC	3	17,5	0,67	0,04

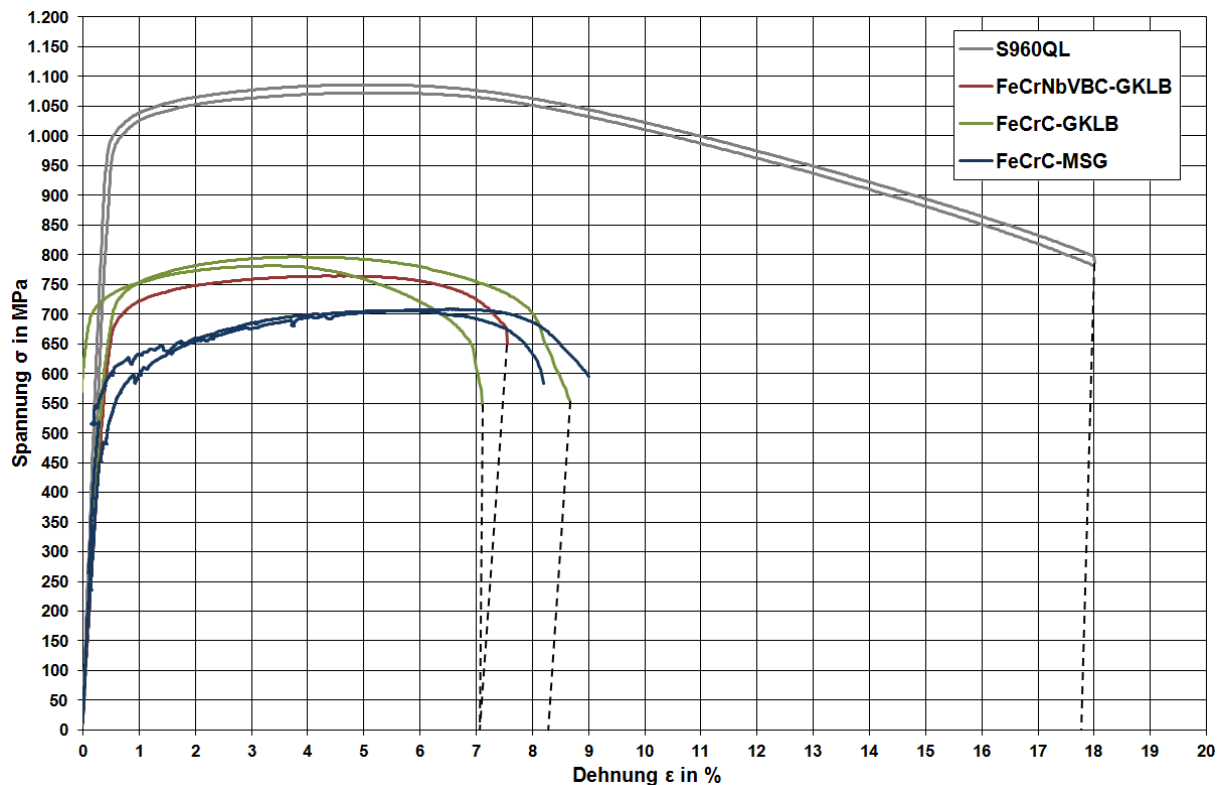


Abbildung 99: Spannungs-Dehnungskurven der Flachzugversuche

Infolge der geringen WEZ-Ausdehnung und des entsprechend großen tragenden Restquerschnitts können durch den energiereduzierten GKLB-Prozess Strukturleichtbauziele beispielsweise in der Ventilatorentechnik deutlich unterstützt werden (relative Gesamtgewichtsreduzierung hochbelasteter Beschaufelung mittels GKLB um über 40 %) [Wes10b]. Im Weiteren wird hierdurch ein direktes Panzern der Strukturbauteile möglich, wonach die Nutzung von Verbundblechen entfällt.

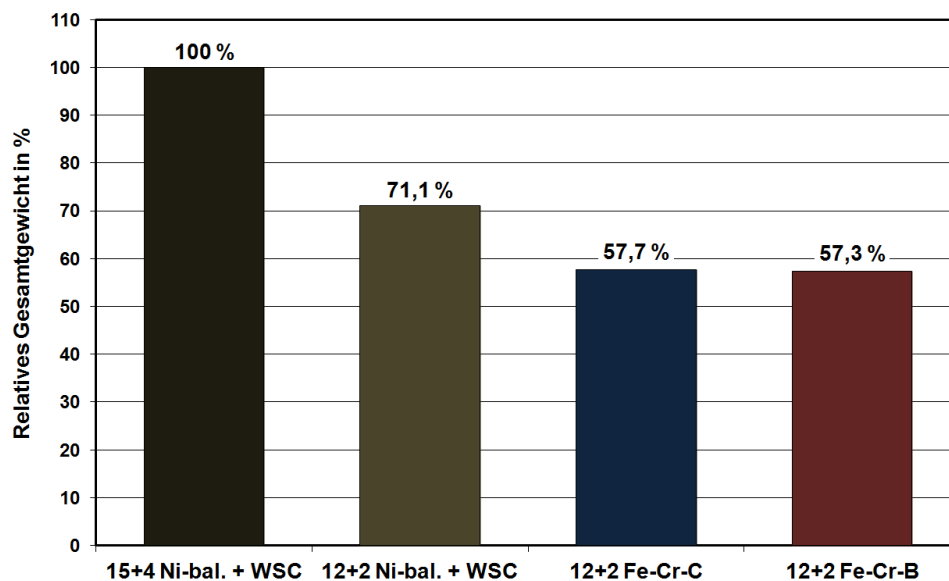


Abbildung 100: Relative Gesamtgewichte bei Direktpanzerung von 20 Leitschaufeln, in Anlehnung an [Hec15a-b, Ven13]

Tabelle 35: Leichtbaupotenzial bei Direktbeschichtung von 20 Leitschaufeln, in Anlehnung an [Hec15a-b, Ven13]

Verschleißschutzwerkstoff	Blechdicke GW (S700MC) in mm	Schichtdicke Panzerung in mm	Gesamtgewicht in kg	relatives Gesamtgewicht in %
NiCrBSi + WSC	15	4	1.254	100
Fe + Cr ₇ C ₃	12	2	892	71,1
Fe + CrB/Cr ₂ B			723	57,7
			718	57,3

7.4. Technisch-wirtschaftliche Bewertung der Ergebnisse

Neben der praxistauglichen Verarbeitung der im Rahmen dieser Arbeit entwickelten tribosystem- und beschichtungsprozessangepassten Fülldrähte zur schweißtechnischen Panzerung durch energiearme geregelte Kurzlichtbogenverfahren müssen zusätzlich fügetechnische Aspekte zum Verbindungsschweißen der (ultra)hochfesten (beschichteten) Grundwerkstoffe beachtet werden. Die Bereitstellung des notwendigen Personals und der Materialien zur Herstellung solcher Hochleistungsverschleißschutzschichten, aber auch mögliche Mehrkosten dieser neuentwickelten Legierungen gegenüber Standardlegierungen sowie die Vielzahl der zu untersuchenden und zu qualifizierenden Einflussfaktoren stellen für den Technologietransfer ein erhebliches betriebswirtschaftliches Risiko dar, sodass zur vollständigen Bewertung der entwickelten Verschleißschutzsysteme eine zusätzliche technisch-wirtschaftliche Analyse erforderlich ist.

Um industriell wirtschaftliche Verschleißschutzschichten generieren zu können, ist eine ausreichende Abschmelzleistung erforderlich, die in möglichst kurzen Schweißzeiten große Schweißnahtvolumina beziehungsweise Schichtdicken bei gleichzeitig hohen Schweißgeschwindigkeiten gewährleisten soll. Das GKLB-Auftragschweißen liefert prozessbedingt im Vergleich zu herkömmlich eingesetzten schweißtechnischen Beschichtungsverfahren relativ geringe Abschmelzraten, die maßgeblich – wie auch bei den vorliegenden Untersuchungen gezeigt werden konnte – an geringe zu realisierende Drahtvorschubgeschwindigkeiten gekoppelt sind, wodurch der Einsatz der GKLB-Technologie als praxistauglicher Beschichtungsprozess von der Industrie häufig in Frage gestellt wird. Um die positiven Schichteigenschaften der im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Hochleistungsverschleißschutzsysteme vor allem hinsichtlich ihrer gegenüber konventionellen Verschleißschutzlösungen deutlich verbesserten Verschleißperformance zusätzlich produktionswirtschaftlich zu qualifizieren, soll mit den ermittelten Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit der verwendeten Prozessgrößen an dieser Stelle erstmalig ein Bogen zu geeigneten technisch-wirtschaftlichen Bewertungskennzahlen geschlagen werden.

Zur abschließenden kaufmännischen Bewertung der Ergebnisse werden die hergestellten Schichtsysteme dafür zunächst hinsichtlich technischer Leistungsgrößen beurteilt, die sich

ergänzend zur Abschmelzleistung in diesem Rahmen schwerpunktmäßig auf die legierungsbeziehungsweise prozessabhängigen Ausbringungsraten beschränken.

7.4.1. Abschmelzleistungen und Ausbringungsraten

Das gebräuchlichste Leistungskennzeichen für einen Schweißprozess ist die Abschmelzleistung ausgedrückt in g/min oder üblicherweise in kg/h. Die theoretische Abschmelzleistung gilt für eine Prozess-Einschaltdauer von 100 % und ist direkt abhängig von den folgenden Faktoren [ISAF17]:

- Schweißstromquelle
- Elektrodenfabrikat und -abmessung
- Schweißposition
- Schweißparameter
- Hilfsstoffe

Der reale Wert der Leistung ergibt sich durch Multiplikation der berechneten (theoretischen) Abschmelzleistung mit der arbeitsbezogenen Einschaltzeit [ISAF17]. Für die Berechnung der Abschmelzleistung ist eine Unterscheidung zwischen stab- und drahtförmigen Schweißelektroden wichtig. Nach [ISAF17] entspricht bei herkömmlichen Stabelektroden die Abschmelzleistung L_S in Abhängigkeit der Schweißstromstärke I bei 100 % Einschaltzeit annähernd der Formel

$$L_S \left[\frac{\text{kg}}{\text{h}} \right] := \frac{I [\text{A}] \text{ kg}}{100 \text{ Ah}} \quad (7.1)$$

Für drahtgebundene Schweißprozesse ist die Abschmelzleistung (L_D) nach [ISAF17] hingegen abhängig von der Drahtvorschubgeschwindigkeit v_D sowie vom spezifischen Drahtgewicht c_D und daher definiert als

$$L_D \left[\frac{\text{kg}}{\text{h}} \right] := v_D \left[\frac{\text{m}}{\text{min}} \right] \cdot c_D \left[\frac{\text{kg}}{\text{m}} \right] \cdot 60 \frac{\text{min}}{\text{h}} \quad (7.2)$$

Neben der Abschmelzleistung wurden die Ausbringungsraten der einzelnen werkstoffabhängigen Auftragschweißprozesse beleuchtet. Unter Ausbringung wird beim Schweißen mit Stabelektroden das Gewichtsverhältnis vom eingebrachten Schweißgut zum abgeschmolzenen Kerndraht in % verstanden [ISAF17]. Sie hängt wiederum von den Größen

- Elektrodentyp,
- Elektrodendurchmesser,
- der Schweißposition sowie
- von der Schweißstromstärke

ab [ISAF17]. Hierbei versteht sich die Angabe des Schweißgut-Gewichtes ohne die Einbeziehung von Schlacke und Spritzer o. ä., wonach die Ausbringungsrate bei standardmäßigen Stabschweißelektroden < 100 % beträgt (bei Hochleistungselektroden sind dagegen Raten von bis zu 300 % möglich) [ISAF17]. Für alternative Schweißprozesse ist daneben die Berücksichtigung von Gasen und Pulvern zu beachten [ISAF17].

Im Rahmen dieser Arbeit wurde die Ausbringungsrate ϑ vereinfacht durch das Verhältnis aus Werkstoffdichte (Schweißgut) ρ_{SG} zur Dichte des eingesetzten Zusatzwerkstoffes ρ_{ZW} bestimmt, wobei für ρ_{SG} die pyknometrisch gemessenen Werkstoffdichten eingesetzt werden konnten und sich das ρ_{ZW} aus dem spezifischen Drahtgewicht c_D und dem -querschnitt A_\emptyset beziehungsweise Elektrodendurchmesser \emptyset ergab:

$$\vartheta [\%] := \frac{\rho_{SG} \left[\frac{g}{cm^3} \right]}{\rho_{ZW} \left[\frac{g}{cm^3} \right]} \cdot 100 \% = \frac{\rho_{SG} \left[\frac{g}{cm^3} \right]}{\frac{c_D \left[\frac{kg}{m} \right]}{A_\emptyset [mm] \cdot 10^{-6}}} \cdot 100 \% = \frac{\rho_{SG} \left[\frac{g}{cm^3} \right] \cdot \pi \cdot (\emptyset [mm])^2}{4 \cdot c_D \left[\frac{kg}{m} \right]} \cdot 10^{-4} \% \quad (7.3)$$

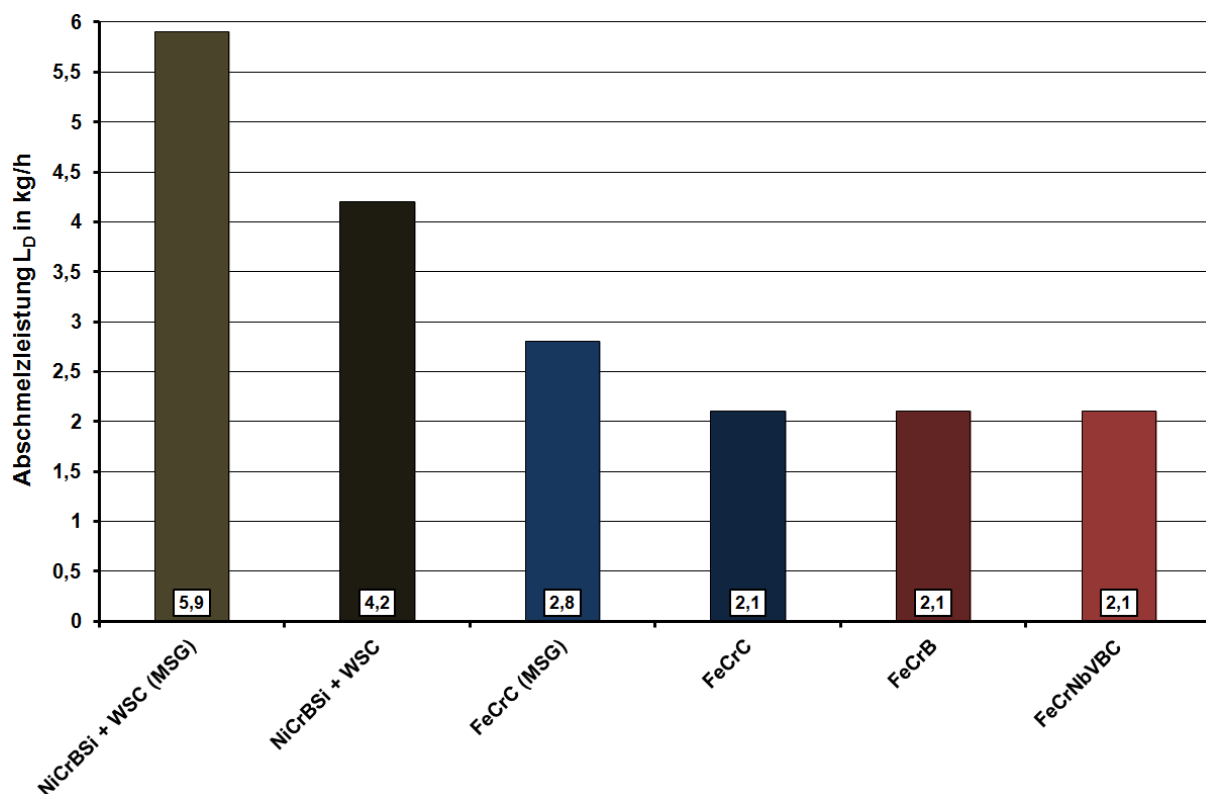


Abbildung 101: Abschmelzleistungen untersuchter Verschleißschutzlegierungen

Bei den mit der GKLB-Prozesstechnik hergestellten Beschichtungen konnten Abschmelzleistungen von über 2 kg/h für die Fe-Basislegierungen beziehungsweise mehr als 4 kg/h für die eingesetzte WSC-haltige NiCrBSi-Legierung erreicht werden. Die GKLB-geschweißten Fe-basierten Hartauftragungen weisen mit einer Abschmelzung von $L_D = 2,1$ kg/h eine gegenüber der MSG-verarbeiteten Fe-Basislegierung (2,8 kg/h) um gerade einmal 25 % geringere

Leistung auf, sodass unter dem Aspekt der Abschmelzleistung hinsichtlich der abgeschmolzenen Schweißdrahtmasse pro Zeiteinheit praxistaugliche Ergebnisse produziert werden konnten.

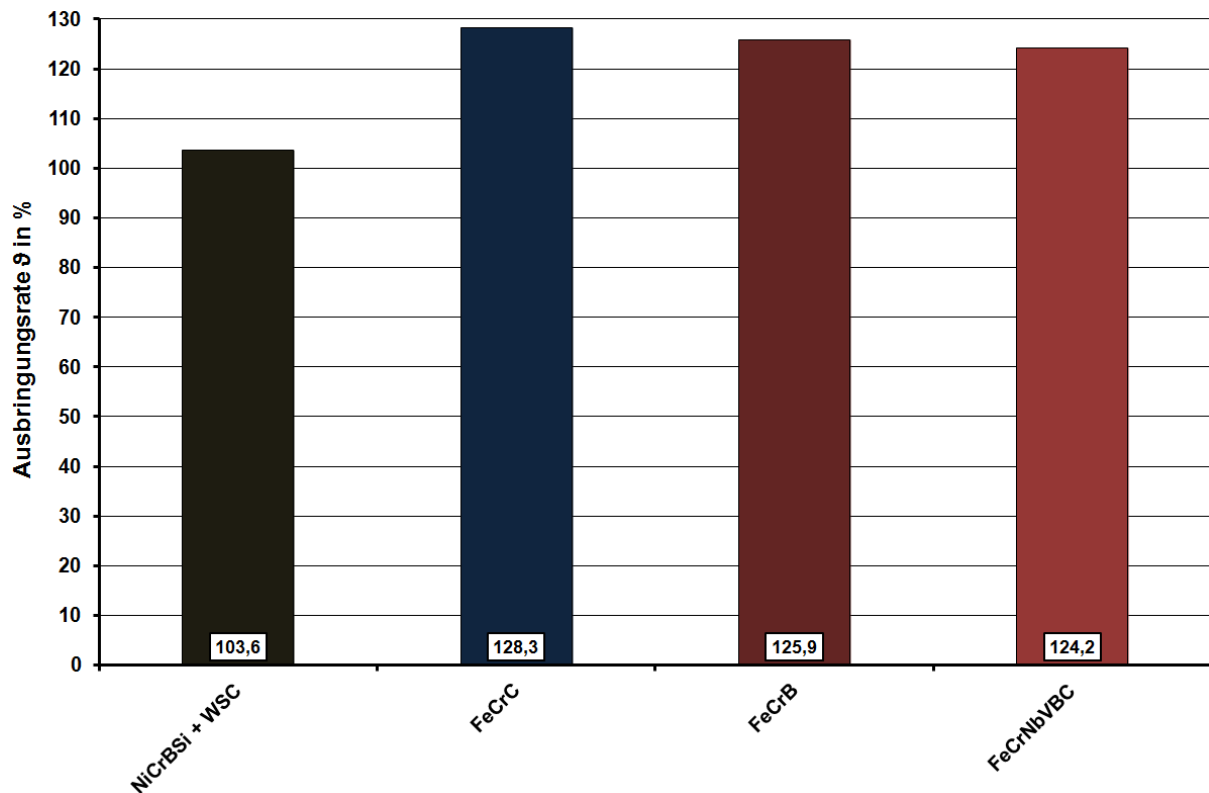


Abbildung 102: Ausbringungsraten untersuchter Verschleißschutzlegierungen

Anhand der Ausbringungsraten lässt sich als Leistungsgrößen für die einzelnen Beschichtungsprozesse zeigen, dass bei der FeCrC-Auftragschweißung mit ca. 130 % der Zusatzwerkstoff mit dem größten Wirkungsgrad in das Schweißgut überführt werden konnte, während beim Werkstoff NiCrBSi + WSC mit $\vartheta = 103,6$ % der größte Verlust vorliegt. Die neuartigen Hochleistungsverschleißschutzlegierungen zeigten unter Berücksichtigung der ermittelten Ausbringungsraten (ca. 125 %) ebenfalls industrietaugliche Werte.

7.4.2. Schweißkostengesamtanalyse

Für die technisch-wirtschaftliche beziehungsweise monetäre Bewertung der entwickelten Hochleistungsverschleißschutzsysteme wurden die für die exemplarische Panzerung eines konventionellen Industrieventilators anfallenden Material-, Prozess- (Anlagen-, Schutzgas- und Stromkosten) sowie Personal-, das heißt Schweißerkosten herangezogen. Zur Berechnung der Anlagenkosten wurde hierbei ein vereinfachter Maschinenstundensatz der betrachteten Schweißanlagen verwendet, der sich im Einzelnen aus dem Verhältnis der jeweiligen maschinenabhängigen Kosten (kalkulatorischer Abschreibungswert) und einer konstant angenommen Betriebsdauer zusammensetzt.

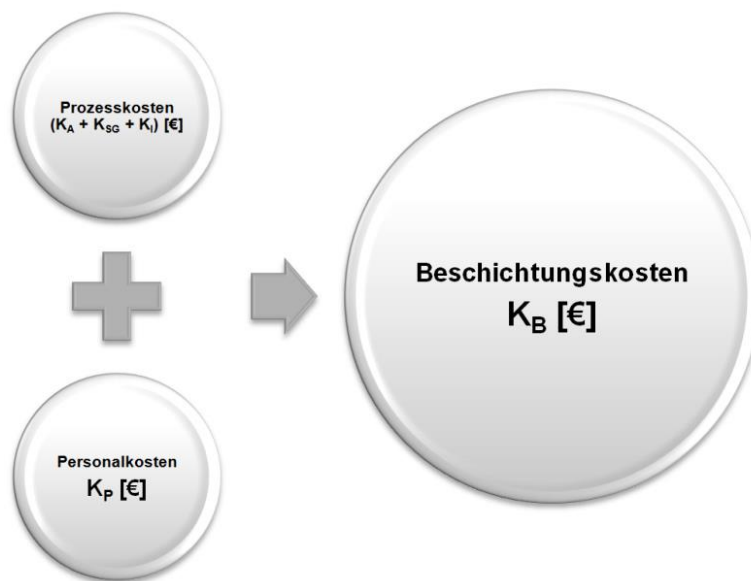


Abbildung 103: Zusammensetzung der betrachteten Beschichtungskosten

Die Materialkosten wurden dabei einerseits relativ ausgewertet, da aus Wettbewerbsgründen keine Preisinformationen von den einzelnen Herstellern über die entwickelten Verschleißschutzlegierungen zur Verfügung gestellt werden konnten, andererseits wurde eine beispielhafte Berechnung in Geldeinheiten auf Grundlage des Materialpreises einer für die Herstellung konventioneller Schleißbleche eingesetzten FeCrC-Fülldrahtelektrode durchgeführt, sodass zum einen eine relative Betrachtung, zum anderen eine absolute (in EUR ausgedrückte) Bewertung ermöglicht wurde. Deshalb wurde eine Abgrenzung zwischen den reinen Beschichtungs- (Prozess- und Personalkosten) und schließlich den sich aus den ermittelten Beschichtungs- und anfallenden Werkstoffkosten ergebenden Gesamtkosten vorgenommen.



Abbildung 104: Zusammensetzung der schweißtechnischen Gesamtkosten

Die relativen Werkstoffpreise (p_W) beziehungsweise Materialfaktoren (f_M) sind der nachfolgenden Tabelle zu entnehmen.

Tabelle 36: Relative Werkstoffpreise untersuchter Hartlegierungen, in Anlehnung an[Dur14]

Legierungs-konzept	Hartstoff-system	p_W in %	f_M
Fe-Cr-C	arteigen	100	1
Fe-Cr-Nb-V-B-C	arteigen/-fremd	140	1,4
Fe-Cr-B	arteigen	250	2,5
Ni-bal. + WSC	artfremd	470	4,7

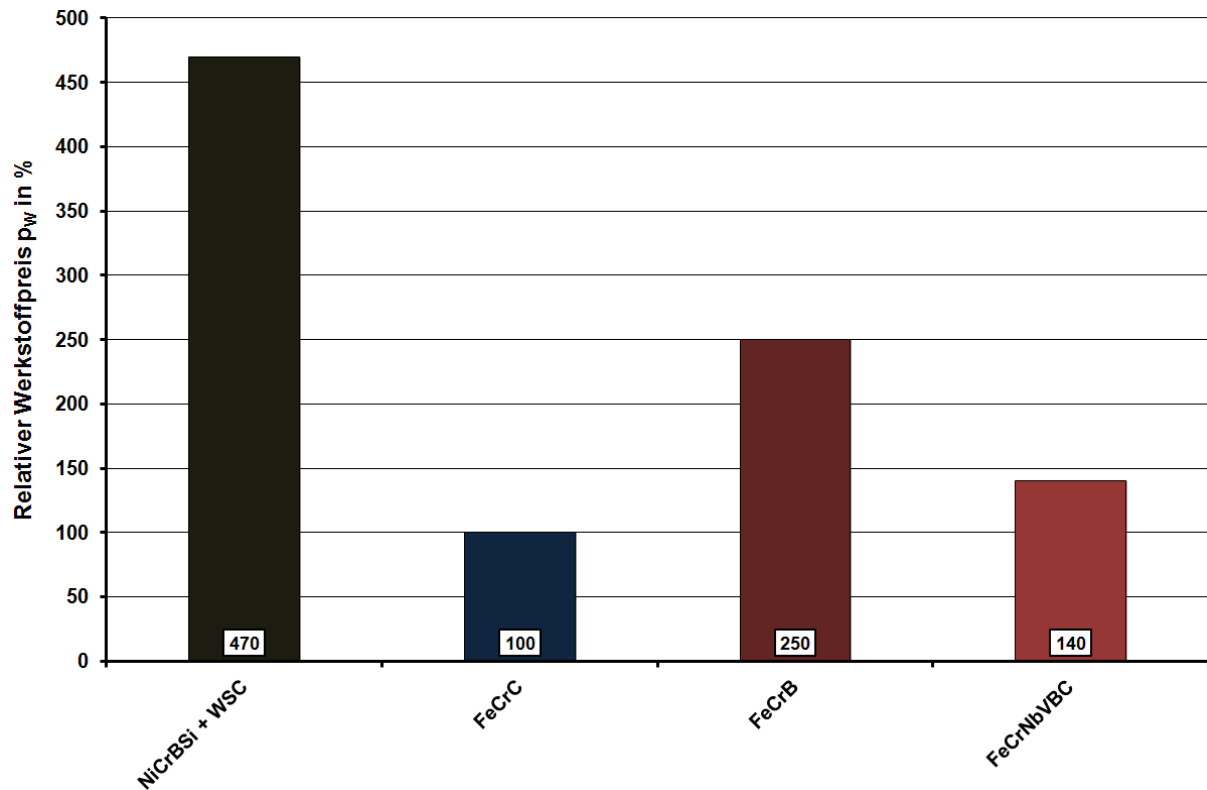


Abbildung 105: Relative Werkstoffpreise untersuchter Verschleißschutzlegierungen, in Anlehnung an [Dur14]

Die Hochleistungsverschleißschutzwerkstoffe auf Fe-Basis stellen gegenüber den teuren Ni-Basis-Fülldrähten (470 % gegenüber Fe-Cr-C) rein auf den Materialpreis bezogen eine wirtschaftliche Alternative dar. Das neuartige Legierungskonzept Fe-Cr-Nb-V-B-C liefert gegenüber konventionell eingesetzten Schleißblechen vom Typ Fe-Cr-C eine Standzeitverlängerung von 325 % bei einem relativen Werkstoffpreis von gerade 140 %.

Die Berechnungen der Prozess- und Personalkosten wurden auf eine für den Ventilatorenbau herkömmliche Beschichtungsfläche von ca. 40 m² bezogen, die in der folgenden Abbildung dargestellt ist.

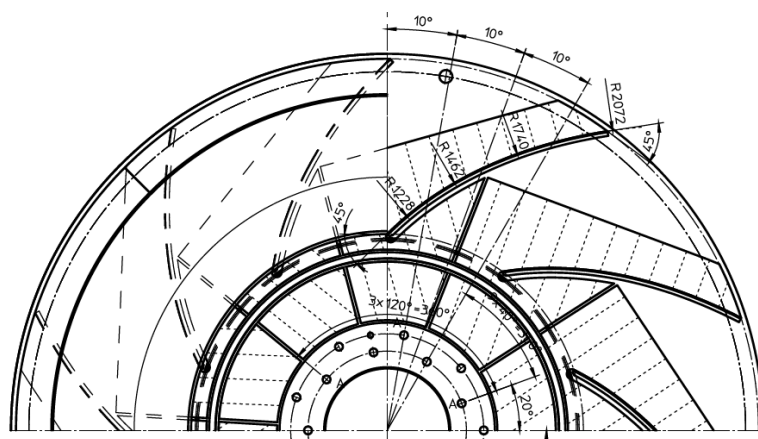


Abbildung 106: Technische Zeichnung eines Industrieventilators, Typ: DHRV 45S-1800/K [Ven13]

Hierzu wurden die werkstoff- und prozessabhängigen Schweißzeiten t_s auf eine Beschichtungsfläche von 1 m² normiert und aus der jeweiligen (spezifischen) Schweißgeschwindigkeit v_s bestimmt. Dabei wurde für alle Auftragungen eine Pendelraupenbreite von 15 mm angenommen.

Tabelle 37: Werkstoff- und prozessabhängige Schweißzeiten

Verschleißschutzwerkstoff	Prozess	t_s in min/m ²	t_s in h/m ²
Ni-bal. + WSC	MSG/OA	476,4	7,9
Fe-Cr-C			
Ni-bal. + WSC	GKLB	357	6
Fe-Cr-C		444,6	7,4
Fe-Cr-B		383,4	6,4
Fe-Cr-Nb-V-B-C			

Für die absoluten (schweißtechnischen) Beschichtungskosten K_B wurden daher ausschließlich die Prozess- (K_A , K_{SG} und K_I) sowie Personalkosten (K_P) berücksichtigt:

$$K_B [\text{€}] := \sum_i K_i [\text{€}] = (K_A + K_{SG} + K_I + K_P) [\text{€}] \quad (7.4)$$

Zur Berechnung der Anlagenkosten ist zunächst die Definition eines geeigneten Maschinenstundensatzes notwendig. Für die folgenden Kalkulationen wurden die Maschinenstundensätze vereinfacht auf die kalkulatorischen Abschreibungen beschränkt, das heißt, dass kalkulatorische Zinsen sowie Kosten für Instandsetzung und Reparatur, Raum- und Energiekosten etc. vernachlässigt werden. Der kalkulatorische Abschreibungswert ist hierbei jeweils vom (aktuellen) Wiederbeschaffungswert und der Nutzungsdauer abhängig:

$$\text{Maschinenstundensatz} = \frac{\text{kalkulatorische Abschreibungen}}{\text{Betriebsstunden}} = \frac{\frac{\text{Wiederbeschaffungswert}}{\text{Nutzungsdauer}}}{\text{Betriebsstunden}} \quad (7.5)$$

Als Nutzungsdauer wurde für die Berechnungen gemäß Abschreibungstabelle für Anlagegüter („Absetzung für Abnutzung“, kurz AfA-Tabelle) vom Bundesministerium der Finanzen (BMF) eine für Schweißgeräte vorgeschriebene Abschreibungsdauer von 13 Jahren festgelegt. Die (jährliche) Betriebsstunden wurden für einen Zweischichtbetrieb unter Berücksichtigung von Pausenzeiten (tägliche Betriebsdauer: 15 h) mit effektiv 3.900 h/a (52 Arbeitswochen) angenommen.

Tabelle 38: Anlagenspezifische Maschinenstundensätze [EWM17]

Prozess	Anlage	Wiederbeschaffungswert in €	Maschinenstundensatz in €/h
GKLB	alpha Q 351 Expert ⁶ FDW	10.180,45	0,2
MSG/OA	Taurus 351 Basic FDG	3.617,60	0,07

⁶ 2.0 puls MM 2DVX

Anhand der ermittelten Maschinenstundensätze lassen sich nun die maschinenspezifischen Anlagenkosten K_A in Abhängigkeit der zum schweißtechnischen Beschichten benötigten Schweißzeit t_S bestimmen:

$$K_A [\text{€}] := 40 \text{ m}^2 \cdot t_S \left[\frac{\text{h}}{\text{m}^2} \right] \cdot \text{Maschinenstundensatz} \left[\frac{\text{€}}{\text{h}} \right] \quad (7.6)$$

Die Kosten für den einzelnen Schutzgasverbrauch (K_{SG}) für das Panzern von 40 m² Fläche setzen sich zusammen aus der Schweißzeit t_S , dem eingesetzten Volumenstrom \dot{V}_{SG} und dem spezifischen Gaspreis p_{SG} :

$$K_{SG} [\text{€}] := 40 \text{ m}^2 \cdot t_S \left[\frac{\text{min}}{\text{m}^2} \right] \cdot \dot{V}_{SG} \left[\frac{\text{l}}{\text{min}} \right] \cdot p_{SG} \left[\frac{\text{€}}{\text{l}} \right] \quad (7.7)$$

Die für die Untersuchungen relevanten beziehungsweise recherchierten werkstoff- sowie prozessspezifischen Schutzgasdaten sind in der nachfolgenden Tabelle zusammengetragen.

Tabelle 39: Werkstoff- und prozessabhängige Schutzgaswerte [Dur16, Kur16, Lin16]

Verschleißschutzwerkstoff	Prozess	Schutzgas	\dot{V}_{SG} in l/min	p_{SG} in Ct/l	p_{SG} in €/l
Ni-bal. + WSC	MSG/OA	Argon S2 ⁷	22	1,4	0,014
Fe-Cr-C		OA ⁸	-	-	-
Ni-bal. + WSC	GKLB	CRONIGON® S1	12	2,2	0,022
Fe-Cr-C		OA	-	-	-
Fe-Cr-B		Corgon® 10	12	1,2	0,012
Fe-Cr-Nb-V-B-C					

Für die Berechnung der anfallenden Stromkosten in Abhängigkeit der eingesetzten Verfahren und Prozessgrößen beziehungsweise der umgesetzten elektrischen Leistung ($P_{el.}$) wurde ein anlagenbedingter (technischer) Wirkungsgrad von typischerweise $\eta_{el.} = 60 \%$ angenommen und der aktuelle Strompreis für industrielle Verbraucher in Höhe von $p_I = 15,44 \text{ Ct/kWh}$ zugrundegelegt [Sta16]:

$$K_I [\text{€}] := 40 \text{ m}^2 \cdot t_S \left[\frac{\text{h}}{\text{m}^2} \right] \cdot \eta_{el.} \cdot P_{el.} [\text{kW}] \cdot p_I \left[\frac{\text{Ct}}{\text{kWh}} \right] = 3,7056 \cdot t_S \left[\frac{\text{h}}{\text{m}^2} \right] \cdot P_{el.} [\text{kW}] \frac{\text{€} \cdot \text{m}^2}{\text{kWh}} \quad (7.8)$$

Die Personalkosten wurden auf Grundlage des (durchschnittlichen) monatlichen Bruttogehaltes eines Schweißers in Höhe von 2.370 € veranschlagt [Sta16], was bei einer Arbeitswoche von 40 h (ca. 173,4 h/Monat) einem kalkulatorischen Stundenlohn von $p_P = 13,67 \text{ €/h}$ brutto entspricht:

$$K_P [\text{€}] := 40 \text{ m}^2 \cdot t_S \left[\frac{\text{h}}{\text{m}^2} \right] \cdot p_P \left[\frac{\text{€}}{\text{h}} \right] = 546,8 \cdot t_S \left[\frac{\text{h}}{\text{m}^2} \right] \frac{\text{€} \cdot \text{m}^2}{\text{h}} \quad (7.9)$$

⁷Argon (Ar) mit 2 Vol.-% Sauerstoff (O₂) [Lin16]

⁸OpenArc (dt. *offener Lichtbogen*)

Die Betrachtung der Beschichtungskosten ergibt, dass sich die FeCrC-Legierung unter den verwendeten Prozessgrößen am kostengünstigsten verarbeiten lässt. Da sich dieser Werkstoff mit dem GKLB-Prozess auch OA, das heißt ohne Einsatz von Schutzgas bei einer hohen Schichtqualität verschweißen ließ, kann durch die betrachtete Legierung eine weitere Prozesskostenersparnis geschaffen werden, die sich gegenüber NiCrBSi + WSC prozessgleich auf über 40 %, gegenüber der MSG-Variante sogar auf knapp 60 % beläuft.

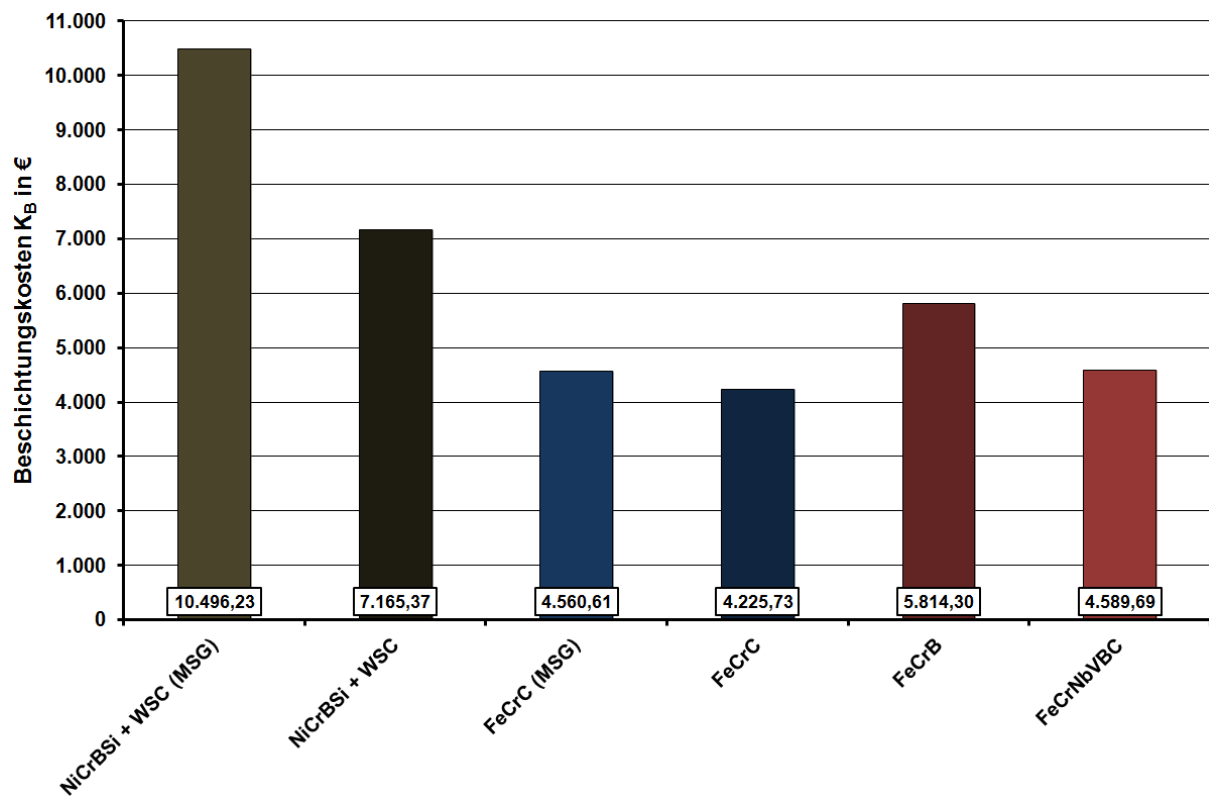


Abbildung 107: Beschichtungskosten untersuchter Verschleißschutzlegierungen

Zur weiteren technisch-wirtschaftlichen Bewertung der konventionellen sowie der entwickelten Hochleistungsverschleißschutzschichten wurde zunächst eine standzeitbezogene Kennzahl k_B (Beschichtungskostenrate) herangezogen, die für die Beanspruchung unter feinabrasiv-erosiver Beanspruchung eine Kostenübersicht der hergestellten Panzerungen pro Zeiteinheit in Abhängigkeit der reinen Beschichtungskosten K_B (Prozess- und Personalkosten) ermöglichen soll. Hierfür wurden die ermittelten Beschichtungskosten K_B in Beziehung gesetzt zum jeweiligen (prüfzeitbezogenen) Verschleißabtrag. Dabei wurde der nach einer Prüfzeit von 2 h akkumulierte volumetrische Verschleiß $W_{vol.}$ beim Einsatz von Zementstaub unter Schrägstrahlverschleißbeanspruchung ($\alpha = 10^\circ$) betrachtet, da die entsprechende Korngrößenverteilung ($d_{50} = 16 \mu m$) in Kombination mit dem ausgewählten Strahlwinkel für den Praxiseinsatz die größte Relevanz hat:

$$k_B \left[\frac{\text{€}}{\text{d}} \right] := \frac{K_B [\text{€}]}{40 \text{ m}^2 \cdot t_A [\text{mm}]} \cdot \frac{W_{vol.} [\text{mm}^3]}{2 \text{ h}} = 3 \cdot \frac{K_B [\text{€}]}{t_A [\text{mm}]} \cdot W_{vol.} [\text{mm}^3] \cdot 10^{-7} \frac{1}{\text{mm}^2 \cdot \text{d}} \quad (7.10)$$

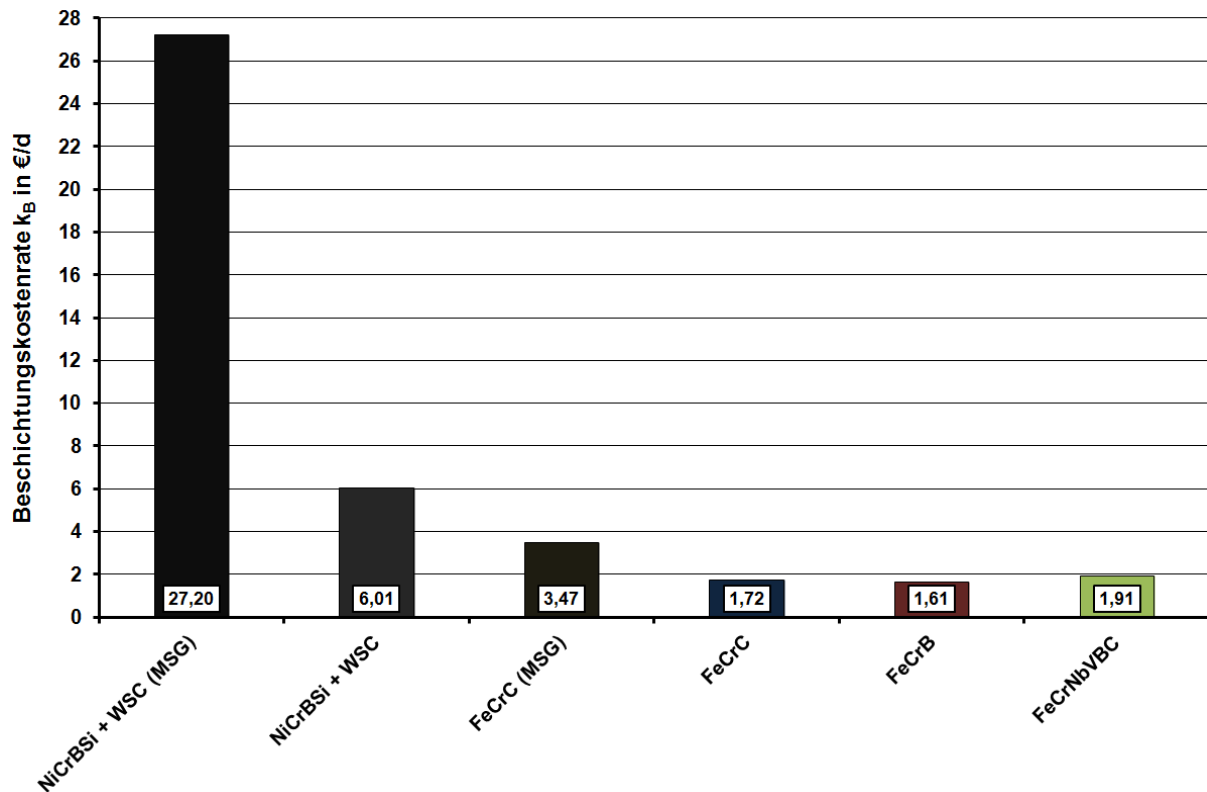


Abbildung 108: Beschichtungskostenraten untersuchter Verschleißschutzlegierungen

Die Ergebnisse zeigen, dass auch im technisch-wirtschaftlichen Vergleich die FeCrC-Verschleißschutzlegierung überzeugen kann, der Werkstoff FeCrB aufgrund seiner hohen Verschleißbeständigkeit allerdings mit 1,61 €/d die geringste Beschichtungskostenrate aufweist. Durch die kombinierte Betrachtung von Prozesskosten und Verschleißverhalten wird anhand der Kennzahl k_B auch der besondere Vorteil des modernen GKLB-Prozesses deutlich, der sich aufgrund der reduzierten Energieführung sowohl positiv auf die Schichteigenschaften als auch auf die Verschleißperformance der Hartauftragungen auswirkt und sich damit ersichtlich in den Ergebnissen widerspiegelt.

Um die Verschleißergebnisse zusätzlich im Hinblick auf die Materialkosten zu qualifizieren, wurde außerdem eine Berechnung mit den relativen Werkstoffpreisen vorgenommen und ein entsprechender Materialkostensatz k_M bestimmt:

$$k_M [\%] := f_M \cdot |\rho_{SG}| \cdot |W_{vol}^{2h}| \cdot 100 \% \quad (7.11)$$

Auch bei Betrachtung der Materialpreise mit gleichzeitigem Blick auf den jeweiligen Verschleiß zeigte sich, dass die Fe-Basislegierungen gegenüber den teuren Ni-Legierungen zu präferieren sind. Innerhalb der Fe-basierten Verschleißschutzwerkstoffe konnte für die Untersuchungen bei 2 h Prüfzeit erneut für die FeCrC-Legierung mit einem Materialkostensatz von 1,5 % der geringste und gegenüber dem Werkstoff FeCrNbVVBC nahezu halbierte Wert ermittelt werden.

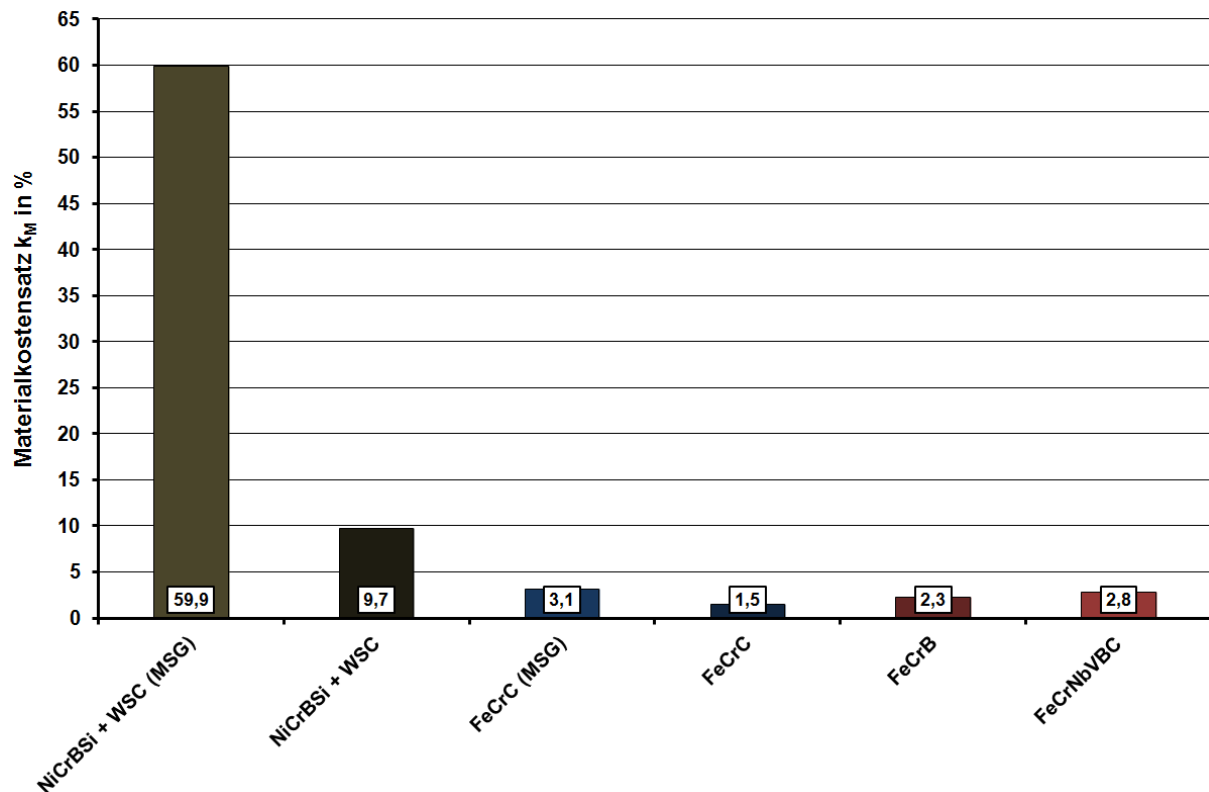


Abbildung 109: Materialkostensätze untersuchter Verschleißschutzlegierungen

Für eine Betrachtung der in EUR bemessenen Gesamtkosten $K_{\text{ges.}}$, die sich aus den vorgestellten Beschichtungskosten K_B sowie den Werkstoffkosten K_W additiv zusammensetzen, war es notwendig, die untersuchten Hartlegierungen (spezifisch) zu bepreisen. Über die bekannten relativen Materialfaktoren f_M konnte durch Festlegen des spezifischen Werkstoffpreises einer konventionellen (fülldrahtbasierten) FeCrC-Elektrode (11,50 €/kg [DUR17]) eine Preistabelle aufgestellt werden.

Tabelle 40: Spezifische Werkstoffpreise untersuchter Hartlegierungen, in Anlehnung an [Dur17]

Legierungs-konzept	f_M	P_W in €/kg
Fe-Cr-C	1	11,50
Fe-Cr-Nb-V-B-C	1,4	16,10
Fe-Cr-B	2,5	28,75
Ni-bal. + WSC	4,7	54,05

Mithilfe der jeweils ermittelten Abschmelzleistung L_D konnten nun über die spezifischen Preise P_W in Abhängigkeit der erforderlichen Schweißzeiten t_S die entsprechenden Werkstoffkosten K_W bestimmt werden:

$$K_W [\text{€}] := 40 \text{ m}^2 \cdot t_S \left[\frac{\text{h}}{\text{m}^2} \right] \cdot L_D \left[\frac{\text{kg}}{\text{h}} \right] \cdot P_W \left[\frac{\text{€}}{\text{kg}} \right] \quad (7.12)$$

Die sich aus den Werkstoff- und Beschichtungskosten ergebenden schweißtechnischen Gesamtkosten sind zur quantitativen Bewertung im folgenden Diagramm dargestellt. Wie sich

zeigt, bleibt die durch die Betrachtung der reinen Beschichtungskosten bereits festgestellte Kostenreihung unter Berücksichtigung der Werkstoffkosten ebenso erhalten.

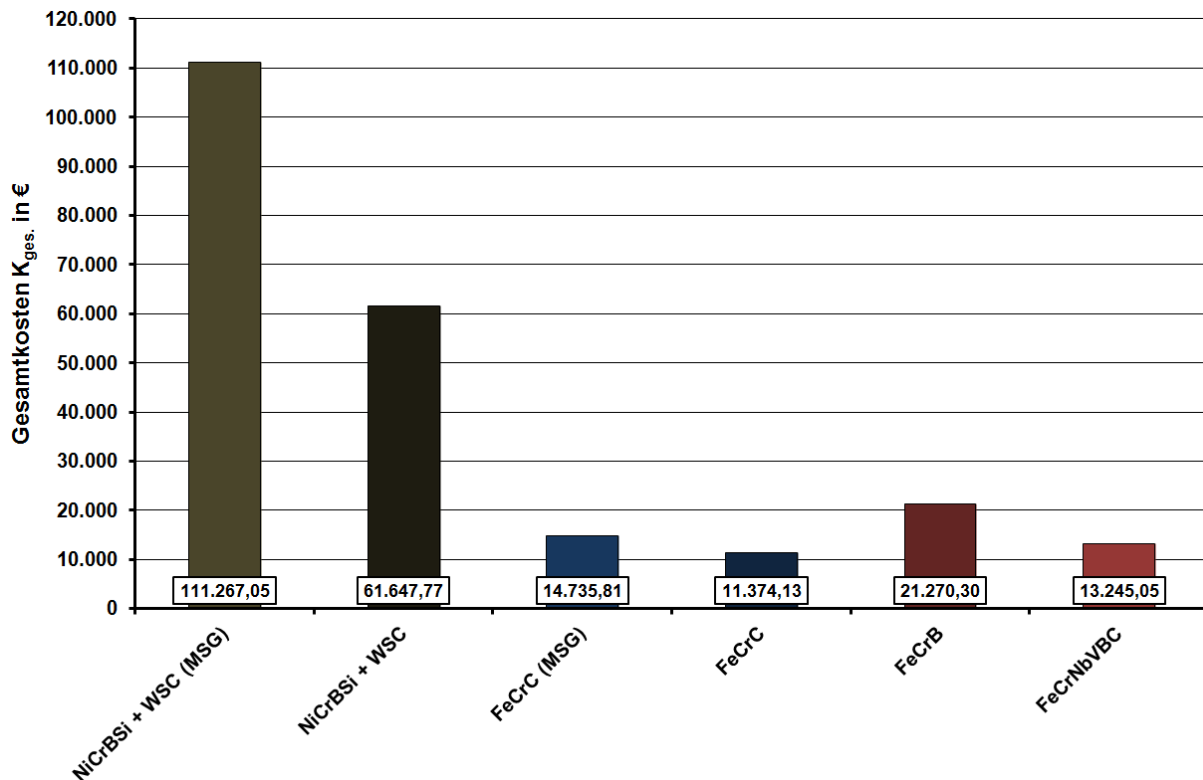


Abbildung 110: Gesamtkosten untersuchter Verschleißschutzlegierungen

Die Gesamtkosten der besonders materialkostenintensiven WSC-verstärkten Ni-Basislegierung belaufen sich MSG-geschweißt im Vergleich zur GKLB-verarbeiteten FeCrC-Legierung nun auf den Faktor 10 und GKLB-geschweißt auf immerhin fast den Faktor 6, so dass dieses konventionell genutzte Legierungskonzept hinsichtlich der entstehenden Gesamtkosten für den Industrieinsatz noch unattraktiver wird.

Tabelle 41: Werkstoffkosten untersuchter Verschleißschutzlegierungen

Verschleißschutzwerkstoff	Prozess	K _w in €
Ni-bal. + WSC	MSG/OA	100.770,82
Fe-Cr-C		10.175,20
Ni-bal. + WSC	GKLB	54.482,40
Fe-Cr-C		7.148,40
Fe-Cr-B		15.456,00
Fe-Cr-Nb-V-B-C		8.655,36

Analog zur Beschichtungskostenrate k_B lässt sich nun zur ganzheitlichen Analyse anhand der ermittelten Gesamtkosten eine Gesamtkostenrate ($k_{ges.}$) ermitteln, die sich wie folgt vereinfacht berechnen lässt:

$$k_{ges.} \left[\frac{€}{d} \right] := k_B \left[\frac{€}{d} \right] \cdot \frac{K_{ges.} [€]}{K_B [€]} \quad (7.13)$$

Es zeigt sich, dass vor allem im technisch-wirtschaftlichen Vergleich unter Berücksichtigung der Werkstoffkosten die FeCrC-Legierung (GKLB-verschweißt) einen besonders geeigneten Verschleißschutzwerkstoff darstellt und aufgrund des relativ geringen Materialpreises trotz geringfügig höherem Verschleißabtrag gegenüber dem System FeCrB (und FeCrNbVBC) mit 4,63 €/d hinsichtlich der Standzeit die täglich geringsten Kosten verursacht.

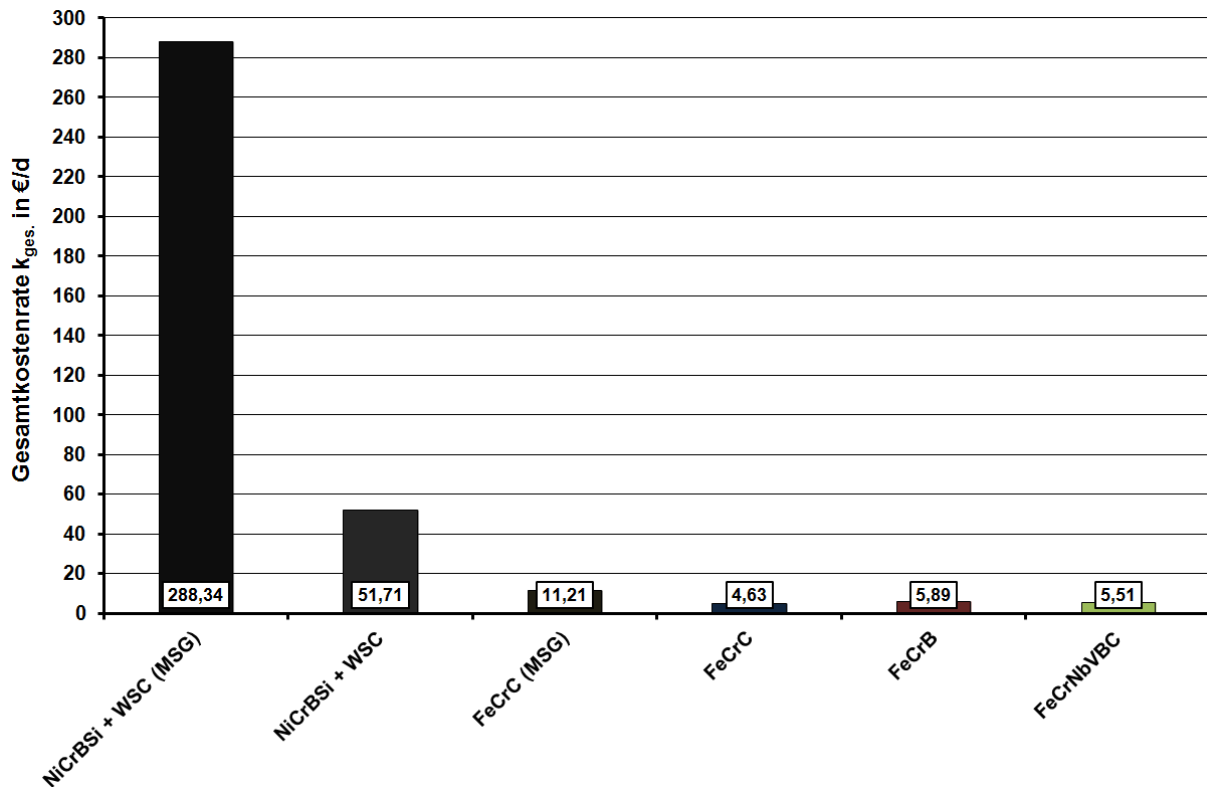


Abbildung 111: Gesamtkostenraten untersuchter Verschleißschutzlegierungen

Die kombinierte Betrachtung von Gesamtkosten und Verschleißverhalten liefert auch mittels der eingeführten Kennzahl $k_{ges.}$ ein erneutes technisch-wirtschaftliches Argument für die GKLB-Prozesstechnik, die sich nicht nur aufgrund der (prozessbedingten) reduzierten Wärmeeinbringung positiv auf die Schicht- und schließlich Verschleißigenschaften auswirkt, sondern auch ganzheitlich betrachtet ein produktionswirtschaftliches schweißtechnisches Beschichtungsverfahren darstellt.

8. Zusammenfassung und Ausblick

Bislang eingesetzte Schleißbleche werden nach dem derzeitigen Stand der Technik an die zu panzernden Strukturen angepasst und lokal über Schraub- und Schweißverbindungen befestigt. Eine Direktbeschichtung von Strukturbauteilen ist derzeit nur bei niedrigfesten Stählen mit hoher Blechdicke möglich, da hierbei eine (negative) Beeinflussung der Festigkeitseigenschaften der tragenden Strukturen weitestgehend vernachlässigt werden kann.

Tabelle 42: Verschleißschutzlösungen im Vergleich

Verschleißschutzsystem	konventionelle Verschleißschutzlösungen	Hochleistungsverschleißschutzsystem
Art des Verschleißschutzes	Einsatz von Schleißblechen (tw. Direktbeschichtung bei niedrigfesten Bauteilen)	Direktbeschichtung hochfester Strukturbauteile
Montage	Verschraubung, Verschweißung	<i>entfällt</i>

Nachteilig ist jedoch, dass bei dieser Verschleißschutzlösung keine Leichtbauziele erreicht werden können. Auch der hochfeste Feinkornbaustahl S690 wird im beschichteten Zustand oft nicht als Strukturbauteil, sondern vielmehr ebenfalls nur als konventionelles Schleißblech eingesetzt. Für eine direkte Erstpanzerung werden zum aktuellen Zeitpunkt (noch) keine höher- (S690+) und höchstfesten Stähle (S960+) als Strukturwerkstoffe eingesetzt. Daher existieren werden Festigkeitskennwerte betreffender Strukturbauteile in Abhängigkeit der thermischen Werkstoffbeeinflussung noch liegen entsprechende Praxiserfahrungen hierzu vor. Durch eine direkte Panzerung hoch- und ultrahochfester Strukturelemente ist insbesondere bei Analgen mit zyklisch-dynamischen Verschleißbeanspruchungen ein hoher wirtschaftlicher Vorteil in der industriellen Beschichtungstechnik zu erwarten.

In dieser Arbeit konnten folgende Verbesserungen erreicht werden, die den aktuellen Stand der Technik wie folgt positiv erweitern:

- Durch die technologische Entwicklung eines wärmereduzierten schweißtechnischen Beschichtungsverfahrens (EWM-coldArc®) konnte der Einsatz beschichteter hoch- und ultrahochfester Stähle als Strukturwerkstoffe erreicht werden.
- Diese (ultra)hochfesten Strukturbauteile (wie Beschaukelungen oder vergleichbare Elemente) können zukünftig mit dem wärmearmen Beschichtungsprozess direkt gepanzert werden (Erstpanzerung), wodurch gegenüber herkömmlichen Verschleißschutzlösungen (geometrisch angepasste und applizierte Schleißbleche mit hohem Materialeinsatz) eine Gewichts- und damit Kostenreduzierung erzielt werden kann (Leichtbaupotenzial).
- Daneben konnten Eisen- und Nickelbasishartlegierungen mit einer feindispersen beziehungsweise multimodalen Hartstoffanordnung optimiert für den Einsatz unter fein-

abrasiver Erosionsverschleißbeanspruchung entwickelt und als Fülldrähte angepasst an die Anforderungen des energiearmen Beschichtungsverfahrens erfolgreich genutzt werden.

- Mittels Senkung der Liquidustemperatur durch die (erhöhte) Zugabe von Bor und Silizium, der Nutzung von Keimbildnern sowie des Einsatzes eines „kalten“ Lichtbogenverfahrens (coldArc®) konnte in einzelnen Fällen zudem eine zusätzliche Kornfeinung realisiert werden und
- im Weiteren konnten vereinzelt die Legierungskosten durch einen (teilweisen) Ersatz von WSC durch alternative Hartstoffe (Cr-Borid, Cr-Borid + VC) sowie die schweißtechnischen Beschichtungskosten gegenüber konventionellen Verfahren deutlich gesenkt werden.

Diese entwickelten Hochleistungsverschleißschutzsysteme – bestehend aus der GKLB-Prozesstechnik als energiearmes (kostengünstiges) Beschichtungsverfahren und neuartigen Fülldrahtverschleißschutzwerkstoffen – führten zu einer im Vergleich zu konventionellen Verschleißschutzschichten höheren Schichtqualität und stellen damit als einlagige Beschichtungen in Kombination mit einer besseren Verschleißperformance eine wesentliche Kostenersparnis und somit einen bedeutenden (volks-)wirtschaftlichen Vorteil dar.

8.1. Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse

Im Rahmen dieser Dissertation wurden neuartige fülldrahtbasierte Hochleistungsverschleißschutzlegierungen entwickelt und neben typischen drahtgebundenen Hartlegierungen mit einem GKLB-Schweißprozess verarbeitet. Die hergestellten Schichten wurden konventionellen Verschleißschutzsystemen basierend auf Standardverschleißschutzlegierungen und herkömmlichen schweißtechnischen Beschichtungsverfahren auf Grundlage metallografischer, verschleiß- und korrosionstechnischer, mechanisch-technologischer sowie technisch-wirtschaftlicher Untersuchungen vergleichend gegenübergestellt.

Dabei konnte zunächst gezeigt werden, dass durch den Einsatz der genutzten GKLB-Prozesstechnik bei Legierungen mit arteigenen Hartphasen eine Hartphasenfeinung und hingegen bei (artfremd) WSC-verstärkten Werkstoffen der thermodynamisch induzierte Karbid-Zerfall deutlich reduziert sowie über das gesamte Schweißnahtvolumen eine homogene Verteilung der Hartstoffe im Gefüge erreicht werden konnte. Hierdurch ergaben sich gegenüber konventionellen Schweißverfahren deutlich höhere Schichtqualitäten, die sich in einem wesentlich gesteigerten Verschleißwiderstand der hergestellten Panzerungen im Strahlverschleißtest nach DIN 50332 widerspiegeln. Durch die Entwicklung maßgeschneiderter Hochleistungsverschleißschutzsysteme beruhend auf dem eingesetzten energiearmen GKLB-Verfahren und neu entwickelten Verschleißschutzlegierungen auf Fe-Basis, die durch

das Ausscheiden feindispers verteilter Hartphasen geringe Hartphasenabstände $\leq 12 \mu\text{m}$ aufweisen und damit durch einen tribosystemgerechten Gefügebautbau einen deutlich verbesserten Schutz vor feinabrasiv-erosiver Verschleißbeanspruchung bieten, konnte eine technisch-wirtschaftliche Alternative gegenüber herkömmlichen (teuren) Ni-basierten Verschleißschutzlösungen geschaffen werden. Legierungsabhängig konnte eine Erhöhung der Verschleißbeständigkeit bei Schrägstrahlverschleißbeanspruchung um die Faktoren 3-5 nachgewiesen werden. Für den Einsatz im Kantenbereich konnte durch die Entwicklung und wärmearme Verarbeitung einer cWSC-verstärkten Fe-Basis-Pseudolegierung der (volumetrische) Prallverschleiß gegenüber konventionell genutzten Werkstoffen auf ein Abtragsminimum von 20 % reduziert werden.

Mithilfe der GKLB-Technik können zudem Strukturbauteile aus hochfesten Feinkornbaustählen bei nur geringer Wärmebeeinflussung direkt beschichtet werden, wodurch die Nutzung von Verbundblechen bei entsprechenden Praxisanwendungen nicht mehr erforderlich ist. Durch den wärmereduzierten GKLB-Prozess können deshalb beispielweise Strukturleichtbauziele im Industrieventilatorenbau unterstützt werden, da einerseits die WEZ eine vergleichsweise geringe Ausdehnung und somit die Strukturen einen entsprechend großen tragenden Restquerschnitt aufweisen. Andererseits können die Strukturbauteile mittels GKLB direkt gepanzert werden, wodurch das Gewicht der hochbelasteten Beschaufelung gegenüber konventionellen Verschleißschutzlösungen um über 40 % reduziert werden kann.

Ergänzend hierzu konnte durch die erweiterte Bewertung der Ergebnisse anhand technischer Leistungsgrößen wie Abschmelzleistung und Ausbringungsraten gezeigt werden, dass mit der Entwicklung der vorgestellten Hochleistungsverschleißschutzsysteme auch im Hinblick auf den Industrieinsatz eine adäquate Praxistauglichkeit gegeben ist.

8.2. Schlussfolgerungen und Ausblicke

Da aus prozesstechnischer Sicht in zahlreichen Anwendungen wie zum Beispiel in Aufbereitungs- und Sinteranlagen bei der Stahlherstellung, innerhalb der Zementindustrie, aber auch im Kraftwerksbereich mit einer steigenden Nachfrage nach Verschleißschutzsystemen mit einer feindispersen Hartphasenanordnung zu rechnen ist, ergeben sich durch den Einsatz der entwickelten Hochleistungsverschleißschutzsysteme unter feinabrasiv-erosiver Beanspruchung deutliche (volkswirtschaftliche) Effizienzsteigerungen, die daher eine zukünftig bevorzugte und zunehmende Anwendung dieser Systeme erwarten lassen. Weiterhin ist davon auszugehen, dass zur stetigen Produktivitätssteigerung auch in Zukunft die Prozessgeschwindigkeiten immer weiter erhöht werden, wodurch zunehmende Verschleißerscheinungen zu befürchten sind, wenn keine auf das Tribosystem des einzelnen Anwendungsfalls abgestimmte Verschleißschutzwerkstoffe entwickelt und systemorientiert eingesetzt werden.

Gegenwärtige Verschleißschutzmaßnahmen – bestehend aus auf Strukturelementen applizierten Schleißblechen und hergestellt auf Basis von Standardverschleißschutzwerkstoffen – versprechen im Vergleich zum ungepanzten Grundwerkstoff eine Standzeitverlängerung von rund 200-300 % [Ven12]. In dieser Arbeit konnte gezeigt werden, dass durch die Entwicklung von Hochleistungsverschleißschutzsystemen in Verbindung mit einer Gefügefeynung innerhalb entsprechend generierter Schichten die Lebensdauer von verschleißgeschützten Bauteilen im Bereich der industriellen Entstaubungstechnik unter feinabrasivem Verschleißangriff um 300 % gegenüber unbeschichteten beziehungsweise um 300-390 % gegenüber konventionellen Panzerungen erhöht werden konnte [Ven12].

Tabelle 43: Eigenschaften von Verschleißschutzsystemen [Ven12]

Verschleißschutzsystem	konventionelle Verschleißschutzlösungen		Hochleistungsverschleißschutzsystem
	Fe	Ni	
Matrix	Fe	Ni	Fe/Ni
Schweißverfahren	OA/MSG	PPA, MSG	GKLB
Hartphasenabstand in μm	25...70	30...70	≤ 12
Standzeitverlängerung gegenüber GW in %	200...300		300
relative Standzeitverlängerung in %	100		300-390
relativer Werkstoffpreis gegenüber Fe-Cr-C in %	≤ 470		140-250

Geringe Hartphasenabstände lassen sich zum einen dadurch realisieren, dass die verschleißschützenden Hartphasen, die in der Regel unterschiedliche Korngrößen aufweisen, in situ in eine Metallmatrix eingelagert werden, zum anderen ist die Gefügeeinstellung als Pseudolegierung (multimodale Hartphasenverteilung) möglich. Die derzeit in der Entstaubungstechnik eingesetzten Verschleißschutzwerkstoffe weisen dagegen üblicherweise eine monomodale Hartstoffverteilung auf. Eine Feinung des Gefüges lässt sich alternativ beziehungsweise zusätzlich auch durch die Zugabe von Keimbildnern realisieren. Durch das gezielte Zulegieren von Bor, Silizium und/oder Phosphor ließe sich darüber hinaus auch die Liquidustemperatur noch weiter senken, um ein schweißtechnisches Verarbeiten der Drähte bei noch geringerer Wärmeführung zu ermöglichen. Diese oder ähnliche Legierungskonzepte existieren ohne eine Beeinträchtigung der mechanisch-technologischen Eigenschaften wie der Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung (quasistatische Werkstoffkennwerte) oder der (Kerbschlag-)Zähigkeit mit dem aktuellen Stand der Technik noch nicht. Mit den herkömmlichen energiereichen schweißtechnischen Beschichtungsverfahren (OA/MSG, PPA) können erfahrungsgemäß nur grobe WSC-Karbide ($> 50 \mu\text{m}$) in die Schmelze eingebracht werden, da sich diese thermodynamisch instabilen (metastabilen) Hartphasen aufgrund der volumengebundenen Wärmekapazität bei den relativ hohen Prozesswärmen auflösen beziehungsweise

hungsweise strukturell zersetzen würden. Durch den Einsatz moderner (energiereduzierter) GKL-B-Prozesse wurde die Entwicklung neuartiger Legierungskonzepte ermöglicht, da die thermische Schädigung entsprechender Karbide durch den Schweißprozess deutlich geringer ausfällt. Weitere Untersuchungen könnten sich in Anlehnung an die dargestellten Ergebnisse auf den Einfluss von feinen und feinsten WSC-Partikeln – eingelagert in Nickelbasispseudolegierungen – auf eine (weitere) mögliche Reduzierung der Hartphasenabstände und die entsprechende Qualifizierung der Verschleißperformance konzentrieren. Ein weiterer interessanter Aspekt wäre die Untersuchung des Zulegierens weiterer Mono- und Dikarbide wie neben VC beispielsweise von NbC beziehungsweise Mo₂C (Molybdänkarbid) etc. sowie eine Erhöhung der Bor- und Silizium- (und/oder Phosphor-) Gehalte auf die Schicht- und Verschleißigenschaften entsprechend entwickelter und GKL-B-schweißtechnisch hergestellter Schichtsysteme.

Literaturverzeichnis

- [Ait89] A. Ait-Mekidech: *Plasma-Pulver-Auftragschweißen verschleißfester Pseudohartlegierungssysteme auf Cobalt-Chrom-Wolfram-Kohlenstoff-Basis*, Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 1989
- [Ant83] K. Antony: *Wear-Resistant Cobalt-Base Alloys*. In: Journal of Metals, Band 35, Ausgabe 2, S. 52-60, Springer US, New York (USA), 1983
- [Ayd96] I. Aydin und H. Küpper: *Plasma-Auftragschweißen mit wolframschmelzkarbidhaltigen Metallpulvern und ihre Einsatzgebiete*, In: Schweißen und Schneiden – DVS-Berichte 1996, Band 175, S. 137-142, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 1996
- [Bac05a] F.-W. Bach et al.: *Moderne Beschichtungsverfahren*, ISBN: 3-527-30977-2, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2005
- [Bac05b] F.-W. Bach et al.: *Technik und Potenziale des Verschleißschutzes mittels thermisch gespritzter Beschichtungen*. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Band 36, Ausgabe 5, S. 353-359, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2005
- [Bai14] S. Bailey und S. Emery: *Annual Book of ASTM Standards 2014 – Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures – Volume 03.02: Corrosion of Metals; Wear and Erosion*, ISBN: 978-1-6220-4467-2 (Reihe), 978-1-6220-4499-3 (Teil), 978-1-6503-7 (Band), Band 03.02, ASTM International, Eagan (USA), 2014
- [Bau02] G. Baumeister: *Der Einfluß der Mikrostruktur auf die mechanischen Eigenschaften der Nickelbasislegierung U720 LI*, Dissertation, TU Hamburg-Harburg, 2002
- [Ber98] H. Berns: *Hartlegierungen und Hartverbundwerkstoffe – Gefüge, Eigenschaften, Bearbeitung, Anwendungen*, ISBN: 978-3-642-51505-7, Springer-Verlag Berlin/Heidelberg, Berlin, 1998
- [Ber08] H. Berns und W. Theisen: *Eisenwerkstoffe – Stahl und Gusseisen*, 4. Auflage, ISBN: 978-3-540-79955-9 (Hardcover), 978-3-642-31923-5 (Softcover), 978-3-540-79957-3 (eBook), Springer-Verlag Berlin/Heidelberg, Berlin, 2008
- [Ber13] J. Bergmann et al.: *Aufmischungsarmes, endkonturnahes Auftragschweißen hartstoffverstärkter Fe-Hartpanzerungen mittels geregelter, energiereduzierter MSG-Kurzlichtbogen-technik*. In: Schweißen und Schneiden – DVS-Berichte

- 2013, Band 296, S. 602-607, ISBN: 978-3-87155-612-2, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2013
- [Bit63a] J. Bitter: *A study of erosion phenomena – Part I*. In: *Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear*, Band 6, S. 5-21, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 1963
- [Bit63b] J. Bitter: *A study of erosion phenomena – Part II*. In: *Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear*, Band 6, Ausgabe 3, S. 169-190, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 1963
- [Bob13] K. Bobzin: *Oberflächentechnik für den Maschinenbau*, 1. Auflage, ISBN: 978-3-527-33018-8, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2013
- [Boc05] A. Bock: *Untersuchungen zum Plasma-Pulver-Auftragschweißen zur Verarbeitung von Ni-Basislegierungen zum Korrosions- und Verschleißschutz*, Dissertation, TU Clausthal, 2005
- [Böb10] A. Böbe et al.: *Untersuchungen zum Einfluss unterschiedlicher Wolframcarbidgearten auf die Abrasionbeständigkeit von Auftragschweißungen*. In: 30. Assistentenseminar Schweiß- und Fügetechnik, DVS-Berichte 2010, Band 268, S. 7-15, ISBN: 978-3-87155-260-1, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2010
- [Buc05] M. Buchely et al.: *The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys*. In: *Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear*, Band 259, S. 52-61, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 2005
- [Buc81] D. Buckley: *Tribology series – Surface effects in adhesion, friction, wear, and lubrication*, Band 5, ISBN-10: 0-444-41966-7, ISBN-13: 978-0-444-41966-8, Elsevier Science Publishers, New York (USA) 1981
- [Bür98] R. Bürgel: *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik – Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen*, Springer Vieweg, Wiesbaden, 1998
- [Bru05] J. Bruckner und K. Himmerbauer: *„Cold Metal Transfer“ – Ein neuer Prozess in der Fügetechnik*. In: *Schweißen und Schneiden – DVS-Berichte 2005*, Band 237, S. 32-42, ISBN: 3-87155-695-5, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2005

- [Bru08a] J. Bruckner, Fronius International GmbH (Hrsg.): *Cold Metal Transfer (CMT) – Ein neuer Prozess in der Füge-technik*, Pettenbach (AUT), 2008
- [Bru08b] J. Bruckner, Fronius International GmbH (Hrsg.): *CMT – von der ersten Idee zum Serieneinsatz – eine Füge-technik revolutioniert die Schweißwelt*, Pettenbach (AUT), 2008
- [Cas16] Castolin GmbH, Kriftel, 2016
- [Cho08] R. Chotěborský et al., Czech Academy of Agricultural Sciences (Hrsg.): *Abrasive wear of high chromium Fe-Cr-C hardfacing alloys*. In: *Research in Agricultural Engineering*, Band 54, S. 192-198, Prag (CZ), 2008
- [Cle61] M. Clement: *Verschleißerscheinungen an Trübpumpen und Hydrozyklonen*. In: *Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear*, Band 4, S. 450-460, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 1961
- [Cor09] J. Coronado et al.: *The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits*. In: *Tribology International*, Band 42, S. 745-749, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 2009
- [Cor16a] Corodur Fülldraht GmbH, Willich, 2016
- [Cor16b] Corodur Verschleiss-Schutz GmbH, Thale, 2016
- [Cuh08] J. Cuhel: *Modified short circuit and pulsed gas metal arc welding technologies increase pipe welding productivity, improve quality and eases training*. In: *Welding Journal* 2008, Band 87, Ausgabe 6, S. 66, Miami (USA), 2008
- [Czi15] H. Czichos und K.-H. Habig: *Tribologie-Handbuch – Tribometrie, Tribomaterialien, Tribotechnik*, 4. Auflage, Springer Vieweg, Wiesbaden, 2015
- [Czi74] H. Czichos und G. Salomon: *The application of Systems Thinking and Systems Analysis to Tribology*, BAM-Bericht Nr. 30, Bamberg, 1974
- [Dav00] J. Davis: *ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys*, ISBN: 978-0-87170-685-0, ASM International, Novelty (USA), 2000
- [DAX16] Deutscher Aktienindex (DAX), Frankfurt am Main, 2016

- [DeR03] B. DeRuntz: *Assessing the Benefits of Surface Tension Transfer® Welding in Industry*. In: Journal of Industrial Technology 2003, Band19, Nummer 4, S. 1-8, Toronto (CA) 2003
- [Dil06] U. Diltthey: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1 – Schweiß- und Schneidtechnologie*, 3. Auflage, ISBN: 978-3-540-21673-5, 978-3-540-33154-4 (eBook), DOI: 10.1007/3-540-33154-9, Springer-Verlag Berlin/Heidelberg, Berlin, 2006
- [Dur14] Durum Verschleißschutz GmbH, Willich, 2014
- [Dur15] Durum Verschleißschutz GmbH, Willich, 2015
- [Dur16] Durum Verschleißschutz GmbH, Willich, 2016
- [Dur17] Durum Verschleißschutz GmbH, Willich, 2017
- [Ech11] P. Echtermeyer: *Partielle Plattierungen aus Nickelbasislegierungen für den Schutz vor erosivem Verschleiß im Hochtemperaturbereich*. In: Schriftenreihe Werkstoffe und werkstofftechnische Anwendungen, 14. Werkstofftechnisches Kolloquium, Band 43, S. 177-184, ISBN: 978-3-00-029007-7, ISSN: 1439-1597, TU Chemnitz, 2011
- [Ech13] P. Echtermeyer: *Plattieren und Panzern von Korrosions- und Verschleißschutzschichten mittels geregelter Kurzlichtbogenschweißprozess*, Dissertation, TU Clausthal, 2013
- [Ege09] S. Egerland: *Bedeutung und Anwendung moderner Lichtbogenprozesse für das Schweißplattieren*. In: Die Verbindungsspezialisten, DVS-Berichte 2009, Band 258, S. 301-308, ISBN: 978-3-87155-584-8, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2009
- [EIP16] EIPA Eisen Palmen GmbH, Aachen, 2016
- [EWM14] EWM HIGHTEC WELDING GmbH, Mündersbach, 2014
- [EWM17] EWM HIGHTEC WELDING GmbH, Mündersbach, 2017
- [Fah11] H. J. Fahrenwaldt et al.: *Praxiswissen Schweißtechnik: Werkstoffe, Prozesse, Fertigung – mit 162 Tabellen*, 4. Auflage, ISBN: 978-3-8348-1523-1, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 2011

- [Fin60] J. Finnie: *Erosion of surface by solid particles*. In: Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear, Band 3, Ausgabe 2, S. 87-103, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 1960
- [Fin67] J. Finnie et al.: *Erosion of metals by solid particles*. In: Journal of Materials, Band 2, S. 682-700, Hindawi Publishing Corporation, Kairo (EGY), 1967
- [Fin78] J. Finnie und D. McFadden: *On the velocity dependence of the erosion of ductile metals by solid particles at low flow angles of incidence*. In: Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear, Band 48, S. 181-190, Elsevier Sequoia, Amsterdam (NLD), 1978
- [För09] Förster und Spille Maschinenbau (Schüttguttechnik) GmbH, Wildeshausen, 2009
- [For84] Z. Foroulis: *Guidelines for the selection of hardfacing alloys for sliding wear resistant applications*. In: Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear, Band 96, Ausgabe 2, S. 203-218, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 1984
- [Gah87] K.-H. Zum Gahr: *Tribology series – Microstructure and wear of materials*, Band 10, ISBN: 0-444-42754-6, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 1987
- [Gah89] K.-H. Zum Gahr: *Reibung und Verschleiß – Mechanismen, Prüftechnik, Werkstoffeigenschaften*, ISBN: 978-3-883-55064-0, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e. V., Oberursel, 1989
- [Gan79] N. Gane und M. Murray: *The transition from ploughing to cutting in erosive wear*. In: Cavendish Laboratory, University of Cambridge (Hrsg.): Proceedings of the Fifth International Conference on Erosion by Liquid and Solid Impact, Solid Particle Erosion, S. 40/1-40/8, Royal Aircraft Establishment, Farnborough (GB), 1979
- [Ger15] C. Gerk und U. Waag, H.C. Starck GmbH (Patentinh.): *Dispersionen, die mit Wolframcarbid umhüllte Wolframschmelzcarbid-Partikel enthalten, sowie Verfahren zu deren Herstellung und deren Verwendung*, EP 2 566 638 B1, Goslar, 2015
- [Goe05] S.-F. Goecke, EWM HIGHTEC WELDING GmbH (Hrsg.): *Energiereduziertes Lichtbogen-Fügeverfahren für wärmeempfindliche Werkstoffe*. In: Schweißen und Schneiden – DVS-Berichte 2005, Band 237, S. 44-48, ISBN: 3-87155-695-5, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2005

- [Goo70] J. Goodwin et al.: *Study of erosion by solid particles*, Transactions of the ASME, Journal of Basic Engineering, Band 92, S. 619-626, American Society of Mechanical Engineers (ASME), New York (USA), 1970
- [Gra74] R. Gray: *Stellite: A History of the Haynes Stellite Company – 1912-1972*, Stellite Division, Cabot Corporation, Kokomo (USA), 1974
- [Gro11] K.-H. Grote und J. Feldhusen: *Dubbel – Taschenbuch für den Maschinenbau*, 23. Auflage, Springer-Verlag Berlin/Heidelberg, Berlin, 2011
- [Gro73] J. Grosch: *Allgemeine Systematik für die Auswahl von Werkstoffen verschleißbeanspruchter Bauteile*. In: VDI-Bericht 194, S. 69 ff., VDI-Verlag, Düsseldorf, 1973
- [Güm96] P. Gümpel et al.: *Rostfreie Stähle – Grundwissen, Konstruktions- und Verarbeitungshinweise*, Band 493, 4. Auflage, ISBN: 978-3-8169-2689-4, Expert-Verlag, Renningen, 1996
- [Gys06] D. Gysau: *Technologie des Beschichtens – Füllstoffe: Grundlagen und Anwendungen*, 2. Auflage, ISBN-10: 3-87870-337-6, ISBN-13: 978-3-87870-337-2, Vincentz Network, Hannover, 2006
- [Hab76] K.-H. Habig und H. Czichos: *Eine auf der Systemanalyse von Reibungs- und Verschleißvorgängen aufbauende Methodik zur Auswahl von tribotechnischen Werkstoffen*. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, S. 247-251, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 1976
- [Hab80] K.-H. Habig: *Verschleiß und Härte von Werkstoffen*, Carl Hanser Verlag München Wien, Regensburg, 1980
- [Hab82] K.-H. Habig und H. Uetz: *Systemorientierte Grundlagen zur Bearbeitung von Verschleißfragen*. In: VDI-Z 124, Nr. 6, S. 215-220, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1982
- [Hec15a] M. Hecht: *Auftragschweißung hochfester Stähle zum Leichtbau verschleißgeschützter Strukturen*. Vortrag auf DVS Congress 2015: Große Schweißtechnische Tagung, 15.-17. September 2015, Nürnberg, 2015
- [Hec15b] M. Hecht: *Hochleistungsverschleißschutzsysteme zum Strukturleichtbau für Anwendungen unter feinabrasiv-erosiver Beanspruchung*. Vortrag auf 36. Assistenseminar: Schweiß- und Fügetechnik, 05.-07. Oktober 2015, Schneverdingen, 2015

- [Hec16a] M. Hecht: *Eisenbasiswerkstoffe zum Einsatz unter oszillierend-adhäsiver Beanspruchung*. Vortrag im Clausthaler Zentrum für Materialtechnik: 1. CZM-Absolvententag, 15. Juli 2016, Clausthal-Zellerfeld, 2016
- [Hec16b] M. Hecht: *Qualifizierung ausgewählter Werkstoffsysteme unter oszillierend-adhäsiver Verschleißbeanspruchung*. Vortrag auf 37. Assistentenseminar: Schweiß- und Fügetechnik, 05.-07. September 2015, Beetzsee, 2016
- [Hee15] C. Heet: *Hochtemperaturstrahlverschleißuntersuchungen an einphasigen und mehrphasigen metallischen Werkstoffen*, Dissertation, TU Clausthal, 2015
- [Hei75] G. Heinke: *Verschleiß – eine Systemeigenschaft: Auswirkungen auf die Verschleißprüfung*. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Band 6, Ausgabe 5, S. 164-169, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 1975
- [Heu08] U. Heubner: *Hochlegierte Sonderedelstähle und NiCrMo-Legierungen für Nasskorrosion*. In: D. C. Agarwal (Hrsg.): *A new Ni-Cr-Mo Alloy 59, UNS N06059, for providing cost-effective/reliable solutions to various maintenance & corrosion problems in naval applications*, SP0108-2008, Corrosion Control of Offshore Structures by Protective Coatings, NACE International, S. 1-21, ISBN: 1-57590-218-4, Houston (USA), 2008
- [Heu12] U. Heubner und J. Klöwer: *Nickelwerkstoffe und hochlegierte Sonderedelstähle: Eigenschaften – Verarbeitung – Anwendungen*, 5. Auflage, ISBN: 3-816-92859-5, Expert-Verlag, Renningen, 2012
- [Heu15] U. Heubner und J. Klöwer: *Nickel alloys and high-alloyed soecial stainless steels: Properties – Manufacturing – Applications*, 4. Auflage, ISBN: 978-3-8169-2751-8, Expert-Verlag, Renningen, 2015
- [Hey11] A. Heyn et al.: *Investigation on the pitting corrosion behaviour of nickel based alloy claddings by evaluation of electrochemical noise measurements*. Vortrag auf EUROCORR 2011: The European Corrosion Congress “Developing Solutions for the Global Challenge”, 04.-08. September 2011, Stockholm (SWE), 2011
- [Hic80] A. Hickl: *An Alternate to Cobalt-Base Hardfacing Alloys*. In: *Journal of Metals*, Band 32, Ausgabe 3, S. 6-12, Springer US, New York (USA), 1980
- [Hoc07] G. Hochörtler et al.: *Entwicklungen bei hochfesten nichtrostenden Stählen für Befestigungselemente*. In: *Befestigungsmittel im Hochbau – Korrosionsprobleme und Abhilfemaßnahmen*, 3-Länder-Korrosionstagung, 18. und 19. April 2007,

- FORUM Haus der Architekten, S. 92-101, ISBN: 978-3-935406-32-1, Selbstverlag, Frankfurt am Main, 2007
- [Hod00] F. Hodge und L. Dominey: *Cobalt and Cobalt Alloys*. In: Kirk-Othmer Encyclopedia of Chemical Technology, 4. Auflage, Band 27, S. 207-228, ISBN: 978-0-471-23896-6, Wiley, Hoboken (USA), 2000
- [Höc06] F. Höcker: *Neue energiearme MSG-Fügeverfahren*. In: ISF Direkt 2006, Nr. 33, S.1-4, Aachen, 2006
- [Hog83] S. Hogmark et al.: *On the combined effects of corrosion and erosion*. In: J. Field und N. Corney, Cavendish Laboratory, University of Cambridge (Hrsg.): Proceedings of the Sixth International Conference on Erosion by Liquid and Solid Impact, Solid Particle Erosion; Basis Studies, S. 37/1-37/8, Royal Aircraft Establishment, Farnborough (GB), 1983
- [Hol15] D. Holzdeppe, TLT-Turbo GmbH (Hrsg.): *Partikelstrahlverschleiß an Ventilatorbauteilen – Grundlagen des Verschleißes und partikelstrahlverschleiß-resistente Werkstoffe/Beschichtungen*, 2. Auflage, Zweibrücken, 2015
- [Hut89] I. Hutchings und A. Levy: *Thermal effects in the erosion of ductile metals*. In: Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear, Band 131, S. 105-121, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 1989
- [ISAF16] Institut für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren (ISAF), TU Clausthal, 2016
- [ISAF17] Institut für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren (ISAF), TU Clausthal, 2017
- [Jia13] K. Jiang et al.: *Microstructure and tribological properties of solution-treated Tribaloy alloy*. In: Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear, Band 307, Ausgabe 1-2, S. 22-27, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 2013
- [Jun00] O. Jung: *Verschleißschutz in Walzenschüsselmühlen*. In: ZKG INTERNATIONAL, 5/2000, Band 53, S. 252-260, Bauverlag BV, Gütersloh, 2000
- [Kel11] M. Keller: *Reinstwasseranalytik – Wie sauber ist Ihr Reinstwasser?*, Fraunhofer Institute für Produktionstechnik und Automatisierung (IPA), Abteilung für Reinst- und Mikroproduktion, 18. August 2011, Stuttgart, 2011

- [Kie63] R. Kieffer und F. Benesovsky: *Hartstoffe*, Springer-Verlag Wien, Wien (Österreich), 1963
- [Kil99] R. Killing: *Handbuch der Schweißverfahren*, Teil 1: *Lichtbogenschweißen*, Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 76/I, 3. Auflage, ISBN: 978-3-87155-184-0, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 1999
- [Kil03] U. Kilian und C. Weber: *Lexikon der Physik*, ISBN-10: 3-827-41462-8, ISBN-13: 978-3-827-41462-5, Spektrum Akademischer Verlag, Heidelberg, 2003
- [Kir08] M. Kirchgaßner et al.: *Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact*. In: *Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear*, Band 265, S. 772-779, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 2008
- [Kis62] P. Kislyi et al.: *Physical properties of the boride phases of chromium*. In: *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, Materials of All-Union Interinstitute Seminar on Properties and Methods of Obtaining Refractory Metals and their Compounds, Band 1, Ausgabe 6, S. 441-443, Springer-Verlag Berlin/Heidelberg, Berlin, 1962
- [Kre56] K. Krekeler und H. Verhoeven, Forschungsberichte des Wirtschafts- und Verkehrsministeriums Nordrhein-Westfalen, Staatssekretär Prof. Leo Brandt (Hrsg.): *Qualitative Untersuchungen bei Verbindungsschweißungen mittels Lichtbogenschweißautomaten unter Verwendung von Blankdraht und Zugabe von ferromagnetischem Pulver als Umhüllung*, Nr. 274, ISBN: 978-3-663-04104-7, 978-3-663-05550-1 (eBook), DOI: 10.1007/978-3-663-05550-1, Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, Wiesbaden, 1956
- [Kur06] A. Kurlov und A. Gusev: *Tungsten carbides and W-C phase diagram*. In: *Inorganic Materials*, Band 42, Ausgabe 2, S. 121-127, ISSN: 0020-1685, 1608-3172 (eBook), Pleiades Publishing, Moskau (RUS), 2006
- [Kur16] Kurt Kleinhans GaseTechnik, Goslar, 2016
- [Lan14] G. Lange und M. Pohl (Hrsg.): *Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle*, 6. Auflage, ISBN: 978-3-527-32530-6, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2014
- [Lap80] A. Lapidés und A. Levy: *The halo effect in jet impingement solid particle erosion testing of ductile metals*. In: *Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear*, Band 58, Ausgabe 2, S. 301-311, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 1980

- [Las99] E. Lassner und W.-D. Schubert: *Tungsten – Properties, Chemistry, Technology of the Element, Alloys and Chemical Compounds*, Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York (USA), 1999
- [Lau15] L. Lau: *Einsatz eines randzonenaufgekohten Wolframschmelzkarbid in Nickel- und Eisenbasishartlegierungen zum schweißtechnischen Panzern hochverschleißbeanspruchter Oberflächen*, Dissertation, TU Clausthal, 2015
- [Les97] K. Leschonski: *Injectors – Principles of Designing and Computational Methods*, ISBN-10: 8-37085-269-6, ISBN-13: 978-8-370-85269-6, Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Breslau (PL), 1997
- [Lev80] A. Levy et al., Lawrence Berkeley National Laboratory, University of California (Hrsg.): *Mechanisms of erosion/corrosion of metals and their oxide scales*, Berkeley (USA), 1980
- [Lev86] A. Levy: *The platelet mechanism of erosion of ductile metals*. In: *Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear*, Band 108, S. 1-21, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 1986
- [Lev96] A. Levy: *Solid Particle Erosion and Erosion-Corrosion of Materials*, ASM International, Materials and Corrosion, Band 47, Ausgabe 12, ISBN: 0-87170-519-2, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 1996
- [Lev99] B. Levin et al.: *Modeling solid-particle erosion of ductile metals*. In: *Metallurgical and Materials Transactions A*, Band 30, Ausgabe 7, S. 1763-1774, ISSN: 1073-5623, 1543-1940 (eBook), Springer International Publishing, Cham (CHE), 1999
- [Lie06] T. Lierfeld: *Werkstoffwissenschaftliche und metallphysikalische Untersuchungen zum Einbau kleiner Keramikpartikel in dendritisch erstarrenden Metallen*, Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, 2006
- [Lin16] Linde AG (*The Linde Group*), Pullach, 2016
- [Liu15] R. Liu et al.: *Sliding wear and solid-particle erosion resistance of a novel high-tungsten Stellite alloy*. In: *Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear*, Band 322-323, S. 41-50, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 2015
- [Lor11] S. Lorenz: *Zur Qualifikation moderner Fülldraht- und Massivdrahtelektroden für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen*, Dissertation, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2011

- [Luf95] A. Luft et al.: *Gefügeausbildung beim Laserstrahlauftragschweißen von wolframkarbidverstärkten Nickelhartlegierungen*. In: Schweißen und Schneiden – Fachzeitschrift für Schweißen und verwandte Verfahren, Band 66, Heft 8, S. 124-132, ISSN: 0036-7184, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 1995

- [Lug93] E. Lugscheider et al.: *Verarbeitung wolframkarbidverstärkter Nickelhartlegierungen durch Flamspritzen*. In: Schweißen und Schneiden – Fachzeitschrift für Schweißen und verwandte Verfahren, Band 45, Heft 11, S. 601-604, ISSN: 0036-7184, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 1993

- [Lug96] E. Lugscheider et al.: *Gefügeausbildung beim Auftragen von hartstoffverstärkten Nickelbasislegierungen durch Plasma-Pulver-Auftragschweißen*. In: Schweißen und Schneiden – Fachzeitschrift für Schweißen und verwandte Verfahren, Band 175, S. 460-432, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 1996

- [Mat91] H. Matzner: *Qualitätssteigerung beim spritzerarmen MAGM-Impulslichtbogenschweißen durch Regelung der Prozeßgrößen*, DVS-Forschungsberichte, Band 40, ISBN-10: 3-87155-899-0, ISBN-13: 978-3-871-55899-3, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 1991

- [Men08] G. Menning und M. Lake: *Verschleißminimierung in der Kunststoffverarbeitung – Phänomene und Schutzmaßnahmen*, 2. Auflage, ISBN: 978-3-446-40776-3, Carl Hanser Verlag, München, 2011

- [Mor01] C. Mortimer: *Chemie – Das Basiswissen der Chemie*, 6. Auflage, ISBN-10: 3-13484-306-4, ISBN-13: 978-3-134-84306-4, Thieme Georg Verlag Stuttgart New York, Stuttgart, 2001

- [N.N.04] N. N., Ventilatorenfabrik Oelde GmbH (Hrsg.): *Innovationen von Venti Oelde – Verschleißschutz an Radial- und Axialventilatoren*, A 0/04/30/1.Stu, Oelde, 2004

- [N.N.05] N. N., ThyssenKrupp Steel AG (Hrsg.): *ThyssenKrupp Steel Werkstoffblätter: ThyssenKrupp high strength XABO® 890 – ThyssenKrupp high strength XABO® 960 – Werkstoffblatt 245*, Ausgabe Dezember 2005, Beuth Verlag, Berlin, 2005

- [N.N.07] N. N.: *Kalt-Schweißen spart Nacharbeit*. In: Blech 2007, Nr. 6, S. 7, Pettenbach (Österreich), 2007

- [N.N.08] N. N., EWM Hightec Welding GmbH (Hrsg.): *EWM-coldArc® – Wärmereduziertes Fügen dünnster Bleche*, WM.0455.00, 10.2008, Mündersbach, 2008
- [N.N.09] N. N., Metso's Construction Business line (Hrsg.): *Barmac VSI Crushers – Barmac B-Series VSI*, 1122-06-09-CBL, Matamata (Neuseeland), 2009
- [N.N.10] N. N., EWM Hightec Welding GmbH (Hrsg.): *coldArc® Referenzen*, Ref. coldArc®, WM.0520.00, 02.2010, Mündersbach, 2010
- [N.N.11] N. N., Fronius International GmbH (Hrsg.): *COLD METAL TRANSFER*, M,06,0001,DE, v02, Ausgabe Februar 2014, Neuhof (bei Fulda), 2014
- [N.N.12a] N. N., Kennametal Stellite (Hrsg.): *Hardfacing Alloys*, B-12-02851, Koblenz, 2012
- [N.N.12b] N. N., Kennametal Stellite (Hrsg.): *Power Generation*, B-12-02896, Koblenz, 2012
- [N.N.13a] N. N., Kennametal Stellite (Hrsg.): *Wear Solutions Components*, B-13-03248, Koblenz, 2013
- [N.N.13b] N. N., NETZSCH-CONDUX Mahltechnik GmbH (Hrsg.): *Mahlen & Dispergieren: CONDUX Hochleistungsfeinstsichter CFS/HD-S – Feinstsichtung höchster Güte*, 08 DE 10/13, Hanau, 2013
- [N.N.13c] N. N., Wagner Vetriebs GmbH (Hrsg.): *Rezepturwaage UX-Serie – Kapazitäten 220g-8200g*, Haltern am See, 2013
- [N.N.14] N. N., Hightec Welding GmbH (Hrsg.): *EWM alpha Q 551 FDW*, Mündersbach, 2014
- [N.N.15a] N. N., Beuth Verlag GmbH (Hrsg.): *DIN EN ISO 8044:2015-12 – Korrosion von Metallen und Legierungen – Grundbegriffe (ISO 8044:2015); Dreisprachige Fassung EN ISO 8044:2015*, Beuth Verlag, Berlin, 2015
- [N.N.15b] N. N., EIPA Eisen Palmen GmbH (Hrsg.): *EIPA und die mechanische Förder-technik für Schüttgüter – EIPA 480 – EIPA 550, Grundwerkstoff: unlegierte, niedrig- und hochlegierte Stähle*, Aachen, 2015
- [N.N.16a] N. N., Holcim (Deutschland) GmbH (Hrsg.): *Fluvio 4 – Portlandkalksteinzement CEM II/A-LL 42,5 N – Produkt-Information der Holcim (Süddeutschland) GmbH*, 12/04/2, 3 K, Dotternhausen, 2016

- [N.N.16b] N. N., Nicotra Gebhardt GmbH (Hrsg.): *fantastic solutions – Korrosionsschutzsysteme für jeden Anwendungsbereich*, Waldenburg, 2016
- [N.N.16c] N. N., solids solutions group GmbH (Hrsg.): *solids Zellenradschleuse Typ ZRS Heavy Design*, Schondorf, 2016
- [N.N.16d] N. N., Zwick GmbH & Co. KG (Hrsg.): *Produktinformation – Material-Prüfmaschine mit Hydraulikantrieb Z400H / Z600H*, PI 226 1.0209, Ulm, 2016
- [Oli08] J. Oligmüller: *Untersuchungen zum Strahlverschleiß an mehrphasigen Verschleißschutzwerkstoffen*, Dissertation, TU Clausthal, 2008
- [Pad81] A. Padilha: *Ausscheidungsverhalten des titanstabilisierten austenitischen rostfreien 15%Cr-15%Ni-1,2%Mo-Stahles (DIN 1.4970)*, Dissertation, TH Karlsruhe, 1981
- [Pen08] O. Penning, Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Halle GmbH (Hrsg.): *Auftragschweißen von Schienenköpfen im DB-Gleissystem mit selbstschützenden Fülldrahtelektroden*, 6. Fachtagung „Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen“, Halle, 2008
- [Pet08] T. Peters und F. Cheaitany, Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Halle GmbH (Hrsg.): *Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen*, 6. Fachtagung „Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen“ – 07./08. Mai 2008, Halle, 2008
- [Pet10] A. Petsch et al.: *Tribosystemangepasste Verschleißuntersuchungen von wolframschmelzkarbidhaltigen Pseudolegierungen für den Einsatz im Bergbau*. In: H. Tudeshki (Hrsg.): *AMS ONLINE – Advanced Mining Solutions*, Ausgabe 04/2010, S. 32-41, AMS Online, Aachen, 2010
- [Pos06] M. Posch: *Numerische Untersuchung der Zweiphasenströmung in einem Gut-aufgabeinjektor*, Dissertation, TU Wien, 2006
- [Pra15] A. Praveen et al.: *Erosion wear behavior of plasma sprayed NiCrSiB/Al₂O₃ composite coating*. In: *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Band 52, S. 209-218, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 2015
- [Qua16] Quarzwerke GmbH, Frechen, 2016
- [Rei12] R. Reiter und C. Heet, Institut für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren (ISAF), TU Clausthal (Hrsg.): *Schadensursache Verschleiß – ein bekann-*

- tes Problem – Verschleißmechanismen, Verschleißerscheinungsformen, Gegenmaßnahmen, Verschleißprüfung*, Clausthal-Zellerfeld, 2012
- [Rev11] R. W. Revie und H. H. Uhlig: *Ulig's corrosion handbook*, 3. Auflage, ISBN: 978-0-470-87286-4, Wiley, Hoboken (USA), 2011
- [Ric89] K. Richter und J. Wiedemeyer: *Abrasion – Erosion: Volkswirtschaftliche Bedeutung, Kosten und Aspekte zur Kostensenkung*, ISBN-10: 3-816-90342-8, ISBN-13: 978-3-816-90342-0, Expert-Verlag, Ehningen bei Böblingen, 1989
- [Ric90] J. Rickel und T. Pintat: *Metallografische und mikroanalytische Untersuchungen an NiCrBSi-Verschleißschichten mit Wolframkarbid*. In: *Stähle, Verbundwerkstoffe, Schadensfälle – Sonderbände der Praktischen Metallographie* 21, S. 271-282, Ruhr-Universität Bochum, Bonn, 1990
- [Rie94] E. Riedel: *Anorganische Chemie*, 6. Auflage, ISBN-10: 3-110-18168-1, ISBN-13: 978-3-110-18168-5, Verlag Walter de Gruyter, Berlin, 1994
- [Rie06] F. Rieg und M. Kaczmarek: *Taschenbuch der Maschinenelemente*, Carl Hanser Verlag München Wien, München, 2006
- [Röt11] A. Röttger: *Entwicklung neuer Schichtverbunde auf Fe-Basis gegen Abrasion*, Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, 2011
- [Sch85] M. Schellhase: *Der Schweißlichtbogen – ein technologisches Werkzeug*. In: *Fachbuchreihe Schweißtechnik*, Band 84, S. 60, 68-70, 144, ISBN: 978-3-87155-100-0, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 1985
- [Sch88] W. Schedler, Plansee SE (Hrsg.): *Hartmetall für den Praktiker – Aufbau, Herstellung, Eigenschaften und industrielle Anwendung einer modernen Werkstoffgruppe*, ISBN-10: 3-540-62119-9, ISBN-13: 978-3-540-62119-5, Springer-Verlag Berlin/Heidelberg, Berlin, 1988
- [Sch93] H.-P. Schlag: *Experimentelle und theoretische Untersuchungen zur Berechnung der Kennlinien von gasbetriebenen Einphaseninjektoren und Gutaufgabeinjektoren*, Fortschrittsberichte VDI, Reihe 3: Verfahrenstechnik, Nr. 313, ISSN: 0178-9503, ISBN: 3-18-141303-8, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1993
- [Sch00] F. Schreiber, Durum Verschleißschutz GmbH (Hrsg.): *Wolfram-Schmelzcarbid im Verschleißschutz – Besonderheiten bei der schweißtechnischen Verarbeitung und Qualitätssicherung*, Willich, 2000

- [Sch02] F. Schreiber, Verschleißschutz GmbH (Hrsg.): *Verschleißschutz durch Einsatz von Wolfram-Schmelzcarbid*. In: Ziegelindustrie International, Band 55, Ausgabe 6, S. 63-66, Bauverlag BV, Gütersloh, 2002
- [Sch05] T. Schnick et al.: *Verschleißschutz durch Fülldraht- und Plasma-Pulver-Auftragschweißen*. In: Schriftenreihe Werkstoffe und werkstofftechnische Anwendungen, 8. Werkstofftechnisches Kolloquium, Band 22, S. 261-266, ISBN: 3-00-016841-9, TU Chemnitz, 2005
- [Sch11] S. Schmigalla und A. Heyn: *Entwicklung einer Prüfmethode zur Untersuchung des Lochkorrosionsverhaltens von CMT-geschweißten Nickel-Basisplattierungen*. In: 14. Sommerkurs Werkstoffe und Fügen, S. 139-148, Magdeburg, 2011
- [Sch12] S. Schmigalla und A. Heyn: *Elektrochemische Prüfverfahren zur Untersuchung des Einflusses von Fügeparametern auf die Lochkorrosionsbeständigkeit hochlegierter CrNiMo-Stähle und NiCrMo-Legierungen*. In: 32. Assistentenseminar Schweiß- und Fügetechnik, DVS-Berichte 2012, Band 284, S. 21-28, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2012
- [Sch15] F. Schreiber, Durum Verschleißschutz GmbH (Hrsg.): *Verschleißschutz durch Auftragschweißen: Werkstoffauswahl und Anwendungstechnik*, Willich, 2015
- [Som02] A. Som et al.: *Herstellung hochverschleißbeständiger Beschichtungen durch Plasma-Pulver-Auftragschweißen*. In: Schweißen und Schneiden – DVS-Berichte 2002, Band 220, S. 138-142, ISBN: 978-3-87155-679-1, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2002
- [Som07] K. Sommer et al.: *Verschleiß metallischer Werkstoffe – Tribologische Grundlagen, Verschleißtypen, Schadensbilder*, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 2007
- [Som10] K. Sommer et al.: *Verschleiß metallischer Werkstoffe*, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 2010
- [Som14] K. Sommer et al.: *Verschleiß metallischer Werkstoffe – Erscheinungsformen sicher beurteilen*, Springer Fachmedien, Wiesbaden, 2014
- [Spi10] W. Spiegel et al., CheMin GmbH (Hrsg.): *Korrosion in Abfallverbrennungsanlagen*, Augsburg, 2010
- [Sta16] Statista GmbH, Hamburg, 2016

- [Ste83] D. Stephenson et al.: *The influence of scale/substrate properties on high temperature erosion in gas turbines*. In: J. Field und N. Corney, Cavendish Laboratory, University of Cambridge (Hrsg.): *Proceedings of the Sixth International Conference on Erosion by Liquid and Solid Impact, Solid Particle Erosion; Basis Studies*, S. 48/1-48/8, Royal Aircraft Establishment, Farnborough (GB), 1983
- [Sym06] Sympatec System-Partikel-Technik GmbH, Clausthal-Zellerfeld, 2006
- [Tha50] L. Thaler: *Korrosionsverhalten verschiedener Werkstoffe gegen Salzsäure und Chlorwasserstoff*. In: *Materials and Corrosion*, Band 1, Ausgabe 2, S. 76-81, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 1950
- [The04a] W. Theisen: *Gefüge hartstoffhaltiger Fe-Basis-Werkstoffe*. In: *Praktische Metallographie – Sonderbände der Praktischen Metallographie* 36, S. 61-66, Ruhr-Universität Bochum, Bonn, 2004
- [The04b] W. Theisen: *„Metal Matrix Composites“ widerstehen dem Verschleiß: Walzen aus Pulver*. In: *MaschinenbauRUBIN* 2004, S. 90-95, Ruhr-Universität Bochum, 2004
- [The04c] W. Theisen und A. Packeisen: *Abrasionsverhalten hartstoffhaltiger Fe-Basis-Werkstoffe*. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Band 35, Ausgabe 10/11, S. 736-740, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2004
- [The05] W. Theisen: *Herstellung verschleißbeständiger Metallmatrix-Verbunde auf Fe-Basis*. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Band 36, S. 360-364, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2005
- [The08] W. Theisen et al., Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Halle GmbH (Hrsg.): *Auftragschweißungen von Wolframkarbid in Fe-Basis-Legierungen*, 6. Fachtagung „Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen“ – 07./08. Mai 2008, Halle, 2008
- [Uet79] H. Uetz und J. Fohl: *Tribologie – Stand der Erkenntnisse und Nutzen*. In: *VDI-Bericht* 333, S. 1 ff., VDI-Verlag, Düsseldorf, 1979
- [Uet86] H. Uetz (Hrsg.) et al.: *Abrasion und Erosion – Grundlagen, Betriebliche Erfahrungen, Verminderung*, ISBN: 3-446-14215-0, Carl Hanser Verlag München Wien, Regensburg, 1986
- [Uhl06] P. Uhlmann et al.: *Potenzialfeld Innovative Beschichtungsstoffe*. In: K. Roths und J. Gochermann (Hrsg.): *Forschungsagenda Oberfläche – Analyse des Innovations- und Nachhaltigkeitspotenzials im Bereich der Oberflächenbehandlung*,

- ISBN-10: 3-89943-068-9, ISBN-13: 978-3-89943-068-4, DFO Service Verlag, Neuss, 2006
- [VAU16] VAUTID GmbH, Ostfildern, 2016
- [Vei13] R. Veinthal et al.: *Abrasive impact wear and surface fatigue wear behavior of Fe-Cr-C PTA overlays*. In: *Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear*, Band 301, Ausgabe 1-2, S. 102-108, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 2013
- [Ven09] K. Venkateswarlu et al.: *Abrasive wear behavior of thermally sprayed diamond reinforced composite coating deposited with both oxy-acetylene and HVOF techniques*. In: *Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear*, Band 266, S. 999-1002, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 2009
- [Ven12] Ventilatorenfabrik Oelde GmbH, Oelde, 2012
- [Ven13] Ventilatorenfabrik Oelde GmbH, Oelde, 2013
- [Ven14] Ventilatorenfabrik Oelde GmbH, Oelde, 2014
- [Ven15] Ventilatorenfabrik Oelde GmbH, Oelde, 2015
- [Ven16] Ventilatorenfabrik Oelde GmbH, Oelde, 2016
- [Wah48] H. Wahl: *Verschleißtechnik*. In: *Die Technik*, Band 3, Nr. 5, S. 193-204, Springer-Verlag Berlin/Heidelberg, Berlin, 1948
- [Wal67] F. Walter: *Untersuchungen zum Auftragschweißen mit dem Plasmaverfahren*, Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 1967
- [Wal05] S. Walley und J. Field: *The contribution of the Cavendish Laboratory to the understanding of solid particle erosion mechanisms*. In: *Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear*, Band 258, Ausgabe 1-4, S. 552-566, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 2005
- [Wei11] W. Weissbach: *Werkstoffkunde – Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*, 18. Auflage, ISBN-10: 3-834-81587-X, ISBN-13: 978-3-834-81587-3, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 2011
- [Wel16] Welding Alloys Ltd., Hertfordshire (GB), 2016

- [Wen10] S. Wendland, Membrapure, Gesellschaft für Membrantechnik mbH, und T. Beyer, ANALYTIK NEWS (Hrsg.): *Wasseraufbereitung in der Spurenanalytik*, 13. August 2010, Bodenheim, 2010
- [Wes06] V. Wesling et al., Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Halle GmbH (Hrsg.): *Erfahrungen zum Erosionsverschleiß an Beschichtungen für die Lüfterindustrie*, 6. Fachtagung „Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen“, Halle, 2006
- [Wes08a] V. Wesling: *Auftragschweißen zum Verschleißschutz*, 11. Werkstofftechnisches Kolloquium, TU Chemnitz, 2008
- [Wes08b] V. Wesling et al.: *Untersuchungen zum Erosionsverschleiß an schweißtechnisch hergestellten Beschichtungen*. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Band 39, S. 83-87, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2008
- [Wes09] V. Wesling et al.: *Wärmearmes Fügen – Eigenschaften schutzgasgelöteter Feinbleche unter statischer und zyklischer Belastung*. In: 7. Industriekolloquium – „Potenziale metallischer Werkstoffe lokal nutzen“, Sonderforschungsbereich 675 – „Erzeugung hochfester metallischer Strukturen und Verbindungen durch gezieltes Einstellen lokaler Eigenschaften“, 25. und 26. November 2009, S. 85-91, Clausthal-Zellerfeld, 2009
- [Wes10a] V. Wesling et al.: *Einfluss der herstellungsbedingten Charakteristika von Werkstoffen und Schichtsystemen auf den Verschleißwiderstand*. In: Schriftenreihe Werkstoffe und werkstofftechnische Anwendungen, 13. Werkstofftechnisches Kolloquium, Band 37, S. 205-209, ISBN: 978-3-00-032471-0, TU Chemnitz, 2010
- [Wes10b] V. Wesling et al.: *Low heat joining – manufacturing and fatigue strength of brazed, locally hardened structures*. In: Advanced Materials Research, Band 137, S. 347-374, ISSN: 1662-8985, Trans Tech Publications, Pfaffikon (CHE), 2010
- [Wes10c] V. Wesling: *Untersuchung von Verschleißmechanismen an verschiedenen PPA-geschweißten Pseudolegierungen*, 13. Werkstofftechnisches Kolloquium, TU Chemnitz, 2010
- [Wes11a] V. Wesling et al.: *Gerichtete Hartphasen zum Schutz vor abrasiv-erosiver Beanspruchung*. In: Schriftenreihe Werkstoffe und werkstofftechnische Anwendungen, 14. Werkstofftechnisches Kolloquium, Band 43, S. 185-193, ISBN: 978-3-00-035177-8, TU Chemnitz, 2011

- [Wes11b] V. Wesling et al.: *Untersuchungen von Verschleißmechanismen an verschiedenen Hartauftragschweißungen*. In: 31. Assistentenseminar Schweiß- und Fügetechnik, DVS-Berichte 2011, Band 270, S. 29-34, ISBN: 978-3-87155-263-2, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2011
- [Wes11c] V. Wesling et al.: *Untersuchungen von Verschleißmechanismen verschiedener Schichtwerkstoffe*. In: Schriftenreihe Werkstoffe und werkstofftechnische Anwendungen, 14. Werkstofftechnisches Kolloquium, Band 43, S. 295-301, ISBN: 978-3-00-035177-8, TU Chemnitz, 2011
- [Wes12a] V. Wesling et al.: *Einfluss der Hartphasenmorphologie auf das Verschleißverhalten von Eisenbasishartlegierungen*. In: 32. Assistentenseminar Schweiß- und Fügetechnik, DVS-Berichte 2012, Band 284, S. 41-48, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2012
- [Wes12b] V. Wesling et al.: *Einsatz von Fülldrahtelektroden in Kombination mit geregelten Kurzlichtbogenprozessen zur Herstellung von Panzerungen zum Schutz vor abrasiven Beanspruchungen*. In: Schweißen und Schneiden – DVS-Berichte 2012, Band 286, S. 244-248, ISBN: 978-3-87155-593-0, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2012
- [Wes12c] V. Wesling et al., Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Halle GmbH (Hrsg.): *Neue Eisenbasispseudolegierungen mit Wolframschmelzkarbid zum Schutz vor schwerer abrasiver Beanspruchung*. In: Tagungsband zur 9. Fachtagung Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen 2012, S. 49-55, Halle, 2012
- [Wes12d] V. Wesling et al.: *Untersuchungen zum wärmereduzierten Lichtbogenlöten hochfester Stahlfeinbleche und die Auswirkung auf die zyklische Festigkeit*. In: 32. Assistentenseminar Schweiß- und Fügetechnik, DVS-Berichte 2012, Band 284, S. 49-55, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2012
- [Wes12e] V. Wesling et al.: *Untersuchungen zur Herstellung von aufmischungsarmen Plattierungen aus NiCrMo-Legierungen und deren spezifischen Korrosionseigenschaften*. In: Schriftenreihe Werkstoffe und werkstofftechnische Anwendungen, 15. Werkstofftechnisches Kolloquium, Band 47, S. 235-245, ISBN: 978-3-00-039358-7, TU Chemnitz, 2012

- [Wes14] V. Wesling et al.: *Auftragschweißen fülldrahtbasierter Hartlegierungen mit geregelten Kurzlichtbogenverfahren zur Herstellung hochwertiger Panzerungen*. In: Schriftenreihe Werkstoffe und werkstofftechnische Anwendungen, 17. Werkstofftechnisches Kolloquium, Band 52, S.56-62, ISBN: 978-3-942267-91-5, TU Chemnitz, 2014
- [Wes15a] V. Wesling et al.: *Hardfacing on high strength steel for lightweight wear-protected structural materials/Auftragschweißung hochfester Stähle zum Leichtbau verschleißgeschützter Strukturen*. In: Cement International, 5/2015, Ausgabe 13, S. 46-53, Verlag Bau+Technik, Erkrath, 2015
- [Wes15b] V. Wesling et al.: *Auftragschweißung hochfester Stähle zum Leichtbau verschleißgeschützter Strukturen*. In: Schweißen und Schneiden – DVS-Berichte 2015, Band 315, S. 806-812, ISBN: 978-3-945023-46-4, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2015
- [Wes15c] V. Wesling et al., Ventilatorenfabrik Oelde GmbH (Hrsg.): *Innovationen von Ventilatorenfabrik Oelde – Auftragschweißung hochfester Stähle zum Leichtbau verschleißgeschützter Strukturen*, A 1/11/00/5, Oelde, 2015
- [Wes15d] V. Wesling et al., Ventilatorenfabrik Oelde GmbH (Hrsg.): *Innovations from Ventilatorenfabrik Oelde – Hardfacing on High Strength Steel for Lightweight Wear Protected Structural Materials*, A 1/11/00/5, Oelde, 2015
- [Wes16] V. Wesling et al.: *Qualifizierung ausgewählter Werkstoffsysteme unter oszillierend-adhäsiver Verschleißbeanspruchung*. In: 37. Assistentenseminar Schweiß- und Fügetechnik, DVS-Berichte 2016, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2016
- [Wes17a] V. Wesling et al.: *Hochleistungsverschleißschutzsysteme zum Strukturleichtbau für Anwendungen unter feinabrasiv-erosiver Beanspruchung*. In: 36. Assistentenseminar Schweiß- und Fügetechnik, DVS-Berichte 2015, Band 320, S. 82-88, ISBN-10: 3-945-02357-2, ISBN-13: 978-3-945023-57-0, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2017
- [Wes17b] V. Wesling et al.: *Laserstrahlheißdrahtbeschichten mit Hartstoffen auf Recyclingbasis*. In: Schriftenreihe Werkstoffe und werkstofftechnische Anwendungen, 19. Werkstofftechnisches Kolloquium, Band 61, S. 103-110, ISBN:978-3-00-055705-7, ISSN: 1439-1597, TU Chemnitz, 2017

- [Wes17c] V. Wesling et al.: *Laserstrahlheißdrahtbeschichten mit Hartstoffen auf Recycling-basis*. In: WOMag – Kompetenz in Werkstoff und funktioneller Oberfläche, WO-Tech Technical Media, Waldshut-Tiengen, 2017
- [Wes17d] V. Wesling et al.: *Lightweight Supportive Wear Protection Systems Against Erosive Wear by Fine Particles*. In: WELDING AND CUTTING, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2017
- [Wri95] I. Wright et al.: *A General Description of the Simultaneous Processes of Scale Growth by High-Temperature Oxidation and Removal by Erosive Impact*. In: Wear – An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear, Band 186-187, S. 230-237, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 1995
- [Wut87] W. Wuttke: *Tribophysik – Reibung und Verschleiß von Metallen*, ISBN-10: 3-446-14701-2, ISBN-13: 978-3-446-14701-0, Carl Hanser Verlag, München, 1987
- [Xu07] W. Xu et al.: *Mechanical and tribological properties of newly developed Triballoy alloys*. In: Materials Science and Engineering, Band 452-453, S. 427-436, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 2007
- [Yao06] M. Yao et al.: *High temperature wear and corrosion resistance of a Laves phase strengthened Co-Mo-C-Si alloy*. In: Materials Science and Engineering, Band 435-436, S. 78-83, Elsevier Science Publishers, New York (USA), 2006

Abkürzungsverzeichnis

AC-MIG	Alternating-Current- (Wechselstrom)-Metall-Inertgas-Schweißen
AC-MSG	Alternating-Current- (Wechselstrom)-Metall-Schutzgas-Schweißen
AASS	<i>acetic acid salt spray test</i> (dt. <i>Essigsäure-Salzsprühtest</i>)
AES	Atomemissionsspektrometrie
AfA	Absetzung für Abnutzung (Abschreibungstabelle für Anlagegüter)
ASM	American Society for Metals
ASME	American Society of Mechanical Engineers
BMF	Bundesministerium der Finanzen
CASS	<i>copper accelerated salt spray test</i> (dt. <i>beschleunigter Kupfer-Salzsprühtest</i>)
CEM II	Portlandkalkstein-/kompositzemente
CMT	Cold Metal Transfer
CSC	Control Short Circuit
CP	Cold Process
CrB/Cr ₂ B	Chromborid (Chrommono-/Dichromborid)
Cr _x C _y	Chromkarbid
cWSC	karburiertes (randzonenaufgekohltes) Wolframschmelzkarbid
DIN	Deutsches Institut für Normung e. V.
DVS	Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e. V.
ECR	Electrochemical Response (dt. <i>elektrochemisches Rauschen</i>)
EDM	Electrical Discharge Machining (dt. <i>elektro-/funkenerosives Bearbeiten</i>)
E-Hand	Elektroden-/Lichtbogenhandschweißen
EN	Europäische Norm
E-Wasser	entsalztes Wasser
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
GKLB	Geregelter Kurzlichtbogen
GW	Grundwerkstoff
HF	Hochfrequenz
IECR	Integrated Electrochemical Remediation (dt. <i>Stromrauschen</i>)
ISAF	Institut für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren
ISO	International Organization for Standardization
KBE	koloniebildende Einheit
LL	Kalkstein
LOI	loss on ignition (dt. <i>Glühverlust</i>)
MAG	Metall-Aktivgas-Schweißen
Mb ₂ C	Molybdänkarbid

M _x C _y	Metallkarbid
MIG	Metall-Inertgas-Schweißen
MSG	Metall-Schutzgas-Schweißen
NbC	Niobkarbid
NM	Nahtmitte
NSS	<i>neutral salt spray test</i> (dt. <i>neutraler Salzsprühtest</i>)
NÜ	Nahtübergang
OA	OpenArc (dt. <i>offener Lichtbogen</i>)
OES	optische Emissionsspektrometrie
PC	Polycarbonat
PPA	Plasma-Pulverauftragschweißen
PTA	Plasma-Transferred-Arc
PVC	Polyvinylchlorid
REM	Rasterelektronenmikroskop
RFA	Röntgenfluoreszenzanalyse
RMD™	Regulated Metal Disposition
RT	Raumtemperatur
STT	Surface Tension Transfer
sWSC	sphärisches Wolframschmelzkarbid
s. u. M.	siehe untersuchendes Merkmal/ursprüngliche Messwerte
TiC	Titankarbid
TOC	total organic carbon (dt. <i>gesamter organischer Kohlenstoff</i>)
UV	Ultraviolett(strahlung)
VC	Vanadiumkarbid
WC	Wolframmonokarbid
W ₂ C	Diwolframkarbid
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolfram-Inertgas-Schweißen
WSC	Wolframschmelzkarbid

Symbolverzeichnis

<i>Symbol</i>	<i>Beschreibung</i>	<i>Einheit</i>
a	Probendicke	mm
A	Aufmischungsgrad	%
A	Bruchdehnung	%
A*	realer Aufmischungsgrad	%
A _{min.}	Mindestbruchdehnung	%
A _S	Spannungsquerschnitt	mm ²
Ac ₁	untere Austenitisierungstemperatur	°C
A _Ø	Drahtquerschnitt	mm ²
b	Probenbreite	mm
c	Stoffmengenkonzentration	mol/m ³
c _D	spezifisches Drahtgewicht	kg/m
CPT	Lochfraßkorrosionstemperatur	°C
d	Partikeldurchmesser	m
d	Probenabstand	mm
d ₅₀	mittlerer Korndurchmesser	µm
d _M	Durchmesser der Mischstrecke	mm
E	Elastizitätsmodul	N/mm ²
E _A	kinetische Ausgangsenergie eines Partikels	J
E _B	brucherzeugende Energie	J
E _{el.}	elastische Formänderungsenergie	J
E _F	Flächenenergie	kJ/mm ²
E _O	in Oberfläche induzierte Energie	J

$E_{pl.}$	plastische Formänderungsenergie	J
E_P	im Partikel umgesetzte Energie	J
E_R	Rückprallenergie	J
E_S	Streckenenergie	kJ/mm
$E_{th.}$	thermische Energie	J
E_W	verschleißerzeugende Energie	J
E_Z	Zertrümmerungsenergie	J
f_M	Materialfaktor	-
F	Fehlstellenanzahl	-
F_A	Auftragsfläche	mm ²
F_E	Einbrandfläche	mm ²
F_m	maximale Zuglast	kN
$F_{NÜ}$	Fläche der Nahtüberhöhung	mm ²
F_{NV}	Fläche der Nahtvorbereitung	mm ²
F_{SG}	Fläche desSchweißgutes	mm ²
I	Stromstärke	A
$I_{eff.}$	Effektivstromstärke	A
I_S	Schweißstromstärke	A
k_B	Beschichtungskostenrate	€/h
$k_{ges.}$	Gesamtkostenrate	€/h
k_M	Materialkostensatz	%
K_A	Anlagenkosten	€
$K_{ges.}$	Gesamtkosten	€
K_I	Stromkosten	€

K_P	Personalkosten	€
K_{SG}	Schutzgaskosten	€
K_B	Beschichtungskosten	€
K_W	Werkstoffkosten	€
L_D	Abschmelzleistung bei Drahtelektroden	kg/h
L_M	Länge der Mischstrecke	mm
L_S	Abschmelzleistung bei Stabelektroden	kg/h
m	Partikelmasse	kg
\dot{m}	Abrasivgutmassenstrom	g/min
m_0	Masse des leeren Pyknometers	g
m_1	Masse des mit Wasser gefüllten Pyknometers	g
m_2	Masse des leeren Pyknometers und des Schweißgutes	g
m_3	Masse des mit Wasser gefüllten Pyknometers und des Schweißgutes	g
M	molare Masse	kg/mol
n	Aufschlaghäufigkeit	-
n	Grundgesamtheit (\triangleq Probenanzahl)	-
n	Stoffmenge	mol
p	Vordruck	bar
p_0	Druck vor der Treibdüse	bar
p_1	Druck am engsten Düsenquerschnitt	bar
p_l	Strompreis	Ct/kWh
p_P	Stundenlohn	€/h
p_{SG}	spezifischer Schutzgaspreis	Ct/l
p_W	relativer Werkstoffpreis	%

$P_{\text{eff.}}$	Effektivleistung	kW
$P_{\text{el.}}$	elektrische Leistung	W
P_{S}	Schweißleistung	W
P_{W}	spezifischer Werkstoffpreis	€/kg
R	Radius	mm
R_{eH}	Mindeststreckgrenze	MPa
R_{m}	Zugfestigkeit	MPa
R_{z}	gemittelte Rautiefe	μm
s	Wegstrecke	m
S	Standardabweichung	s. u. M.
S_0	Anfangsquerschnitt der Probe	mm^2
t	Blechdicke	mm
t_{A}	Auftragshöhe (Schichtdicke)	mm
t_{E}	Einbrandtiefe	mm
t_{S}	Schweißzeit	min/m^2
U	Spannung	V
$U_{\text{eff.}}$	Effektivspannung	V
U_{S}	Schweißspannung	V
v	Partikelgeschwindigkeit	m/s
v_{D}	Drahtvorschubgeschwindigkeit	m/min
v_{S}	Schweißgeschwindigkeit	cm/min
V	Volumen	m^3
\dot{V}_{SG}	Schutzgasvolumenstrom	l/min
$W_{\text{grav.}}$	gravimetrischer Verschleißabtrag	mg

$W/W_{vol.}$	(volumetrischer) Verschleißabtrag	mm^3
\bar{x}	arithmetischer Mittelwert	s. u. M.
α	Anström-/Beanspruchungs-/Strahlverschleißwinkel	°
Δ_m	Linearität	‰
Δ_v	Restvolumen	ml
ε	Dehnung	%
$\eta_{el.}$	elektrischer Wirkungsgrad	%
ϑ	Ausbringungsrate	%
μ	Beladung	-
ρ	Dichte	kg/m^3
ρ_{SG}	Dichte des Schweißgutes (Werkstoffdichte)	g/cm^3
ρ_w	(temperaturabhängige) Dichte des Wassers	g/cm^3
ρ_{ZW}	Dichte des Zusatzwerkstoffes	g/cm^3
σ	Zugspannung	N/mm^2
φ	Formfaktor	-
\varnothing	Elektrodendurchmesser	mm

Anhang

Anhang 1: Untersuchungen zum Lochfraßkorrosionsverhalten

Neben standardisierten Prüfverfahren zur Bewertung der Performance von Korrosionsschutzschichten (Plattierungen), die durch verschiedene nationale (NSS⁹-, AASS¹⁰-, CASS¹¹-Test etc. gemäß DIN EN ISO 9227:2012-09¹²) sowie internationale Normen wie zum Beispiel die ASTM B117 geregelt sind, existieren zahlreiche Untersuchungsmethoden zur expliziten Qualifizierung von Lochfraßkorrosion. Nach [Uhl06] und [Hoc07] ist zur Untersuchung des Lochfraßkorrosionsverhaltens die Prüfung gemäß ASTM G48-11 (Methode A und C) unter Verwendung einer Eisen(III)-chlorid-(HCl)-Lösung ein geeigneter und standardisierter Korrosionstest [Bai14]. Dieser Test stellt jedoch nur eine erste Einordnung der zu untersuchenden Werkstoffe dar, da er ausschließlich für das eingesetzte Prüfmedium und die in der Norm festgelegten Umgebungsbedingungen gültig ist. Die Übertragbarkeit der Testergebnisse auf den realen Anwendungsfall bleibt daher also immer im Einzelnen zu validieren [Heu08].

Bei der Prüfung gemäß ASTM G48-C handelt es sich um einen Auslagerungsversuch nach der Methodik des elektrochemischen Rauschens (*Electrochemical Response*, ECR), bei der die kritische Lochfraßkorrosionstemperatur CPT (*Critical Pitting Temperature*) zwischen zwei gleichartigen Prüfkörpern unter kontinuierlicher Temperaturerhöhung ermittelt wird [Ech13].

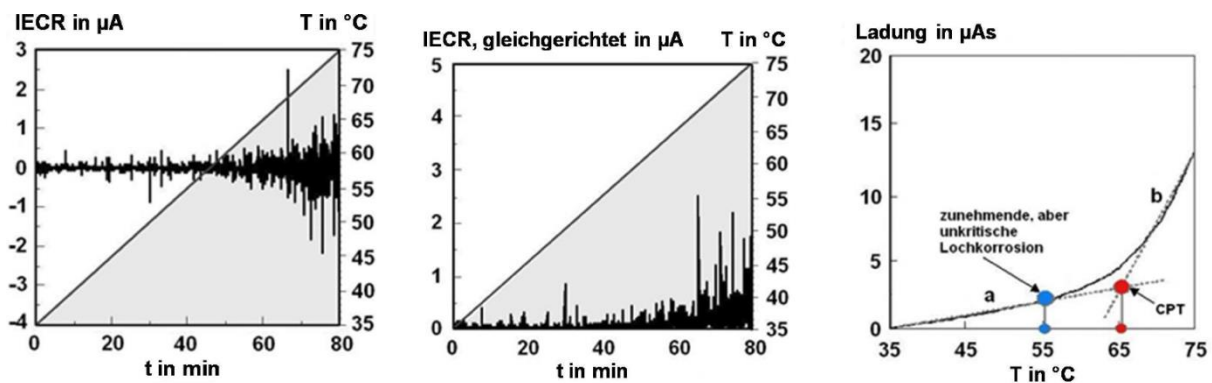


Abbildung 112: Erfassung und Auswertung des elektrochemischen Rauschens [Ech13], links: IECR in Abhängigkeit der Temperatur, Mitte: gleichgerichtetes Stromrauschsignal, rechts: Temperatur-Ladungsverlauf mit CPT

Die zu prüfenden Proben werden dabei über einen Zeitraum von 72 h in einem iterativen (potentiostatischen) Tauchversuch einer Prüflösung aus 6%iger $FeCl_3$ - und 1%iger HCl-Lösung einem Temperaturintervall von 0 bis 85 $^{\circ}C$ bei einer Aufheizrate von 5 K/h ausgesetzt [Bai14]. Das Stromrauschen (*Integrated Electrochemical Remediation*, IECR) wird in

⁹neutral salt spray test (dt. *neutraler Salzsprühtest*): $NaCl_{(aq)}$

¹⁰acetic acid salt spray test (dt. *Essigsäure-Salzsprühtest*): $NaCl_{(aq)} + C_2H_4O_2$

¹¹copper accelerated salt spray test (dt. *beschleunigter Cu-Salzsprühtest*): $NaCl_{(aq)} + CuCl_2 \cdot 2H_2O$

¹²Korrosionsprüfungen in künstlichen Atmosphären – Salzsprühnebelprüfungen (ehemals DIN 50021)

einem Frequenzbereich von 10 mHz bis 1 Hz in Abhängigkeit der Temperatur in Form der vorhandenen Ladungsmenge messtechnisch erfasst und nach Gleichrichten des Signals sowie Integration über die Zeit anhand von Temperatur-Ladungskurven dargestellt [Ech13]. Die CPT wird anschließend aus dem Schnittpunkt der an die Ladungskurve im unterkritischen sowie ansteigenden Bereich anliegenden Regressionsgeraden bestimmt. Bei den im Rahmen von [Ech13] durchgeführten Untersuchungen an CMT-geschweißten NiCrMo-Plattierungen erfolgte eine zyklische Temperierung der Proben hingegen mit einer Temperaturerhöhung von 20 K/h in einer Lösung aus 4,5 mol CaCl₂ (pH-Wert: 3,2) sowie bei einer Polarisierung von 1 mV/s bis zu einer Prüfpotenzialspannung von 200 mV. Die Proben wurden hier jeweils für eine Dauer von 1 h in einen Prüfelektrolyten bestehend aus insgesamt drei Elektroden eingetaucht – einer Ag/AgCl-Bezugselektrode, einer Gegenelektrode aus Platin sowie der zu prüfenden Probe selbst (Arbeitselektrode) – und Starttemperatur unterhalb der zu erwartenden (theoretischen) CPT gewählt, die sich aus der chemischen Zusammensetzung wie folgt ergibt [Ech13, Güm96]:

$$\text{CPT } [^{\circ}\text{C}] = 2,5 \cdot \text{Gew. } -\% \text{ Cr} + 7,6 \cdot \text{Gew. } -\% \text{ Mo} + 31,9 \cdot \text{Gew. } -\% \text{ N}_2 - 41 \quad (\text{A1.1})$$

Dadurch wurde eine wesentlich schnellere und aussagekräftigere Beurteilung der CPT mit einer zusätzlichen Qualifizierung von Prozessunterschieden unterhalb der Plattierungen ermöglicht [Ech13, Hey11, Sch11, Sch12, Wes12e].

Da die Bestimmung einer kritischen Korrosionstemperatur aufgrund des untersuchten Anwendungsfalles für eine Qualifizierung der hergestellten Schichten von weniger Bedeutung ist, würde sich Methode A der Prüfvorschrift G48 als Analyseverfahren der Korrosionsbeständigkeit besser eignen [Ech13]. Bei dieser Untersuchungsmethode handelt es sich um einen (statischen) Lochkorrosionstest, der gemäß Norm in einer 6%igen FeCl₃-Lösung bei einer konstanten Temperatur von 22 oder wahlweise 50 °C für eine Verweildauer von 72 h abläuft [Bai14]. Zur Herstellung der FeCl₃-Lösung werden 100 g FeCl₃ · 6 H₂O in 900 ml Permeat beziehungsweise E-Wasser (entsalztes Wasser gemäß ASTM D1193 Typ IV, einfachste Wasseraufbereitungsstufe) gelöst [Bai14]. Das E-Wasser wird mit sogenannten Mischbetten (Ionentauscher) hergestellt und weist bei 25 °C eine Leitfähigkeit von < 5 MΩcm beziehungsweise 20 µS/cm bei einem TOC-Wert von unter 200 µg/ml und einer Keimzahl von weniger als 1.000 KBE/ml auf [Kel11, Wen10]. Für die Untersuchung werden gemäß Norm 600 ml der Prüflösung in einen 1.000-ml-Testbecher gegeben (≥ 5 ml/cm²) und auf eine Temperatur von 22 ± 2 beziehungsweise 50 ± 2 °C erwärmt [Bai14]. Die Proben werden mit einer gemäß Norm vorgesehenen Prüffläche von 25 x 50 mm [Bai14] aus dem reinen Schweißgut oder auftraggeschweißten Panzerungen mittels Drahterosion entnommen, plangeschliffen, um ein möglichst gleichbleibendes Passivierungsverhalten sicherzustellen, und gegebenenfalls der Grundwerkstoff sowie überstehende Bereiche mit einem Korrosions-

schutzlack vorzugsweise auf Acrylharzbasis maskiert. Anschließend werden die Proben in die (erwärmte) Lösung gegeben und mit einem Uhrglas verdeckt für 72 h ruhen gelassen. Die Auswertung der Versuche erfolgt in Analogie zu den Verschleißuntersuchungen gravimetrisch sowie visuell beziehungsweise metallografisch.

Anhang 2: Partikelenergieerhaltung beim Strahlverschleiß

Um den Strahlverschleißmechanismus energetisch zu erklären, lässt sich nach [Oli08] eine Aufspaltung der kinetischen Ausgangsenergie eines beschleunigten Verschleißpartikels

$$E_A [\text{J}] = \frac{1}{12} \cdot d [\text{m}]^3 \cdot \pi \cdot \rho \left[\frac{\text{kg}}{\text{m}^3} \right] \cdot v \left[\frac{\text{m}}{\text{s}} \right]^2 \quad (\text{A2.1})$$

beim Auftreffen auf eine Bauteiloberfläche zum einen in eine Energieinduktion in die Oberfläche (E_O) vornehmen, zum anderen in eine Energieumsetzung im Partikel selbst (E_P) [Oli08]. [Lev80] et al. stellten in Strahlverschleißuntersuchungen bei RT fest, dass durch die hohe Energieeinbringung der im Versuch beschleunigten Partikel der Werkstoff im Bereich des Partikelangriffs nicht nur plastisch verformt wurde, sondern sogar ein lokales Aufschmelzen zeigte [Hee15]. Versuche mit Stahlkugeln, die mit einer hohen kinetischen Energie auf Stahlplatten geschossen wurden, führten aufgrund der starken Reibung im Kontaktbereich neben einer lokalen Erwärmung zudem zu einer statischen Aufladung [Hee15, Uet65].

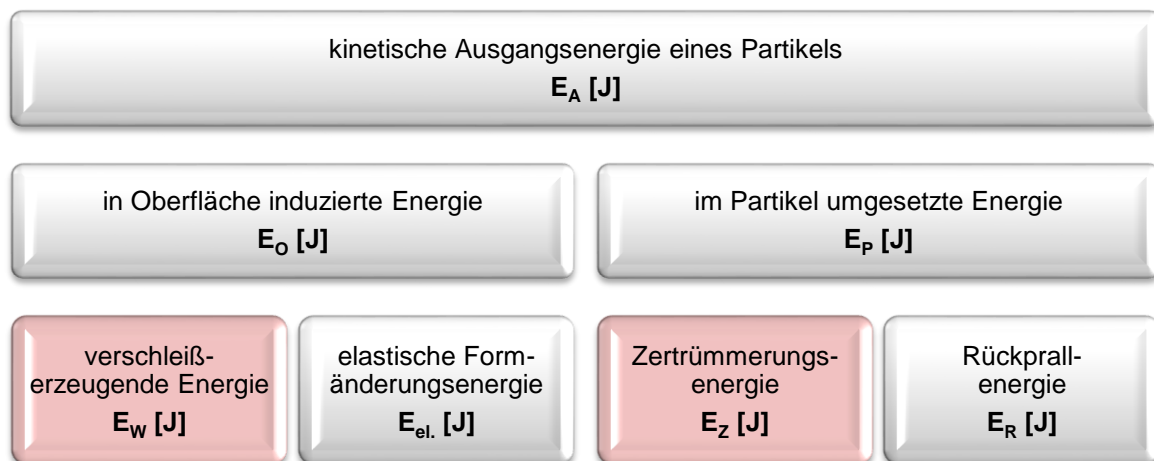


Abbildung 113: Qualitative Einzelpartikelenergieerhaltung beim Strahlverschleiß, in Anlehnung in [Oli08]

Die für den Verschleißabtrag W und ein mögliches Werkstoffversagen am Bauteil entscheidenden Energiegrößen sind einerseits die neben der elastischen Formänderungsenergie $E_{el.}$ in der Oberfläche freigesetzte verschleißerzeugende Energie E_W , andererseits die Zertrümmerungsenergie E_Z , die ebenso wie die für einen Rückstoß verantwortliche Energie E_R im Partikel umgesetzt wird [Oli08]:

$$W [\text{mm}^3] = f(E_W [\text{J}], E_Z [\text{J}]) \quad (\text{A2.2})$$

Die Energiegrößen E_W und E_Z verhalten sich aufgrund der Energieerhaltung reziprok zueinander [Oli08]. Während sich der verschleißerzeugende Energieanteil E_W neben einem plastifizierenden (plastische Formänderungsenergie $E_{pl.}$) beziehungsweise brucherzeugenden Anteil (E_B) in thermische Energie ($E_{th.}$) umwandelt, wirkt die aus dem Partikel freigesetzte Zertrümmerungsenergie E_Z dem aus der Werkstoffoberfläche resultierendem Verschleißanriff entgegen [Oli08]. Die Energieformen E_B und $E_{pl.}$ äußern sich im Zerrütten und Mikrospannen bis hin zum Pflügen der Oberfläche mit anschließender Werkstoffermüdung und sind damit für den wesentlichen Materialabtrag verantwortlich [Oli08]. Die dabei freiwerdende Energie $E_{th.}$ kann darüber hinaus zum Aufschmelzen und zusätzlichem Abtragen oberliegender Werkstoffteilchen führen [Oli08]. Die Zertrümmerungsenergie E_Z ist hingegen abhängig sowohl von den Prozessgrößen wie der Aufschlaghäufigkeit n oder des Strahlwinkels α als auch von den Abrasivguteigenschaften wie der Partikelhärte, -masse m , -geschwindigkeit v und dem -durchmesser d , der Fehlstellenanzahl Z , dem Elastizitätsmodul E oder dem Formfaktor φ und spiegelt sich in einer Kornzerkleinerung des Abrasivums wider [Oli08]:

$$E_Z [J] = f\left(n [-], \alpha [^\circ], \text{Partikelhärte}, m [\text{kg}], v \left[\frac{\text{m}}{\text{s}}\right], d [\text{m}], Z [-], E \left[\frac{\text{N}}{\text{mm}^2}\right], \varphi [-], \dots\right) \quad (\text{A2.3})$$

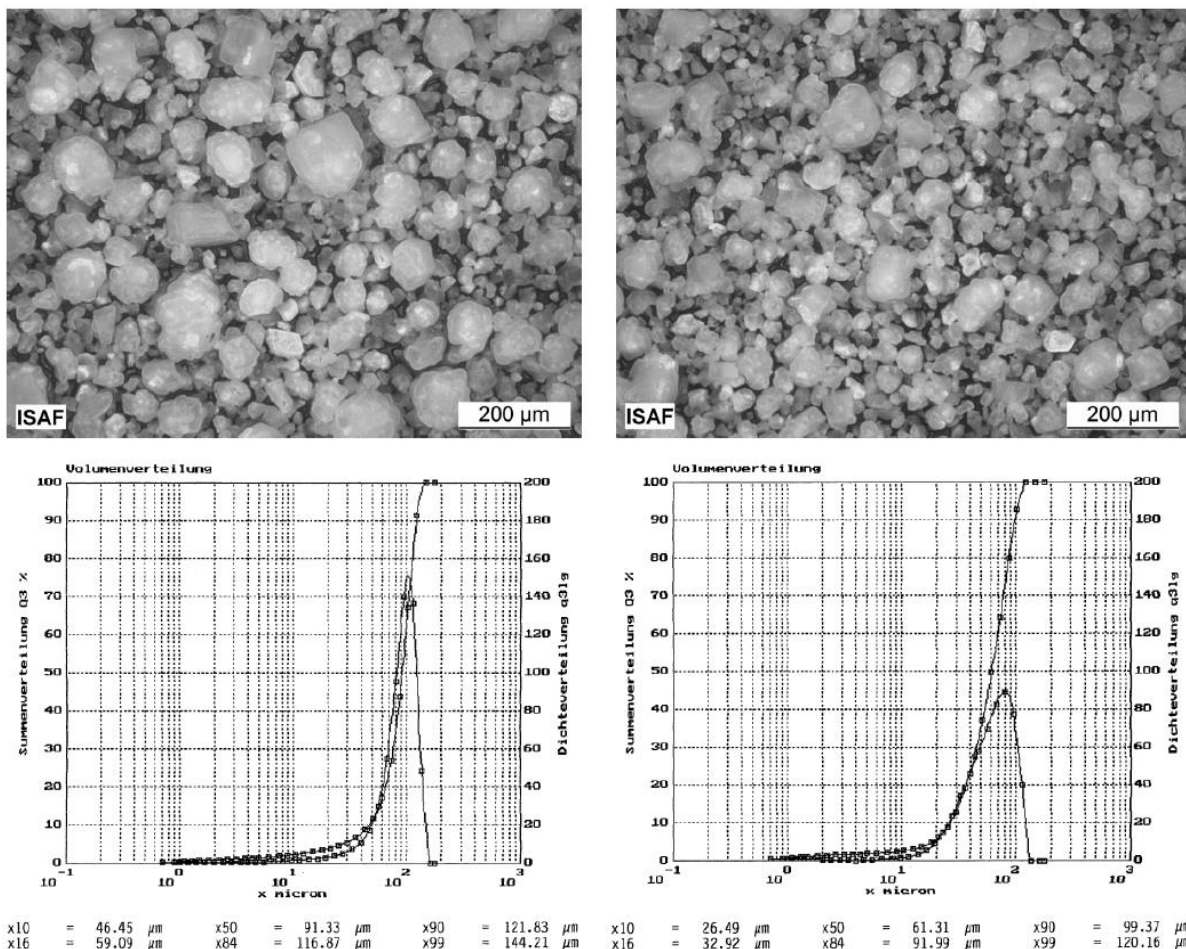


Abbildung 114: Edelkorund (9 HM, $d_{50} = 91 \mu\text{m}$), REM-Aufnahmen und Partikelgrößenanalysen vor (links) und nach (rechts) Strahlverschleißbeanspruchung ($v = 80 \text{ m/s}$, $\alpha = 10^\circ$, Prüfzeit: 1 h) [Oli08]

Anhang 3: Verschleißbilder

Strahlverschleißprüfung mit Edelmetall

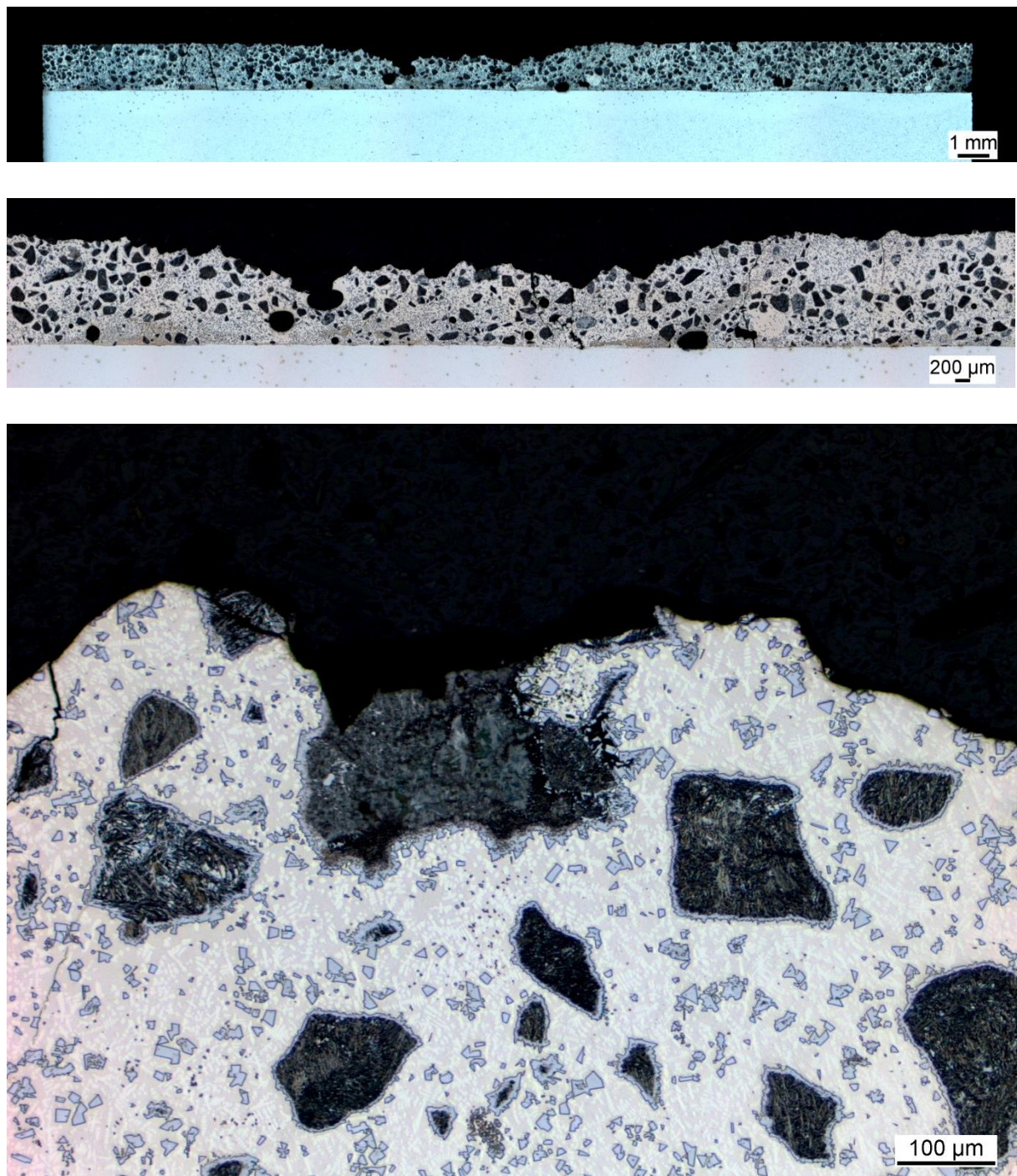


Abbildung 115: Verschleißbild an NiCrBSi + WSC, Beanspruchung unter 10°-Schrägstrahlverschleiß

Strahlverschleißprüfung mit Edelmetall

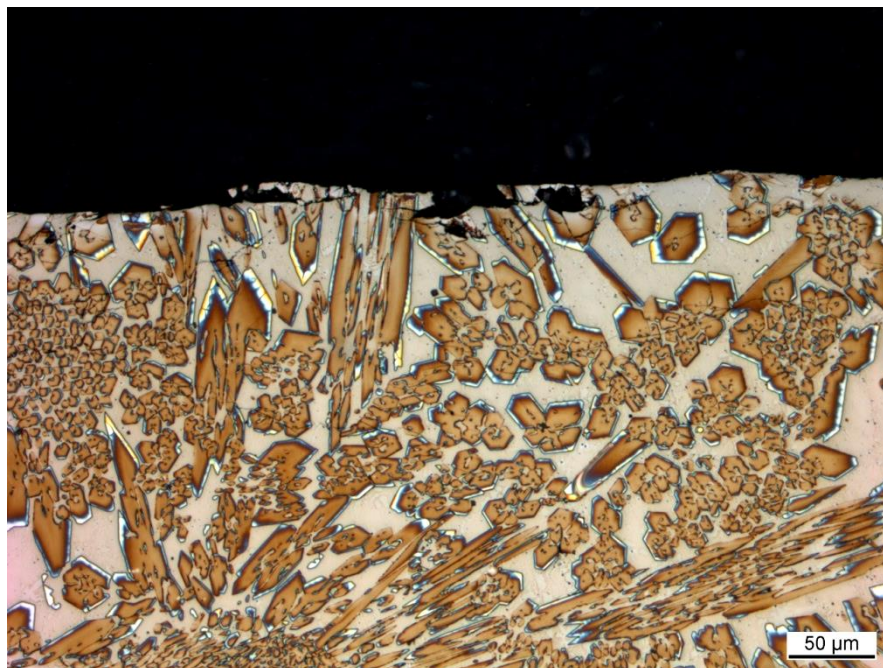
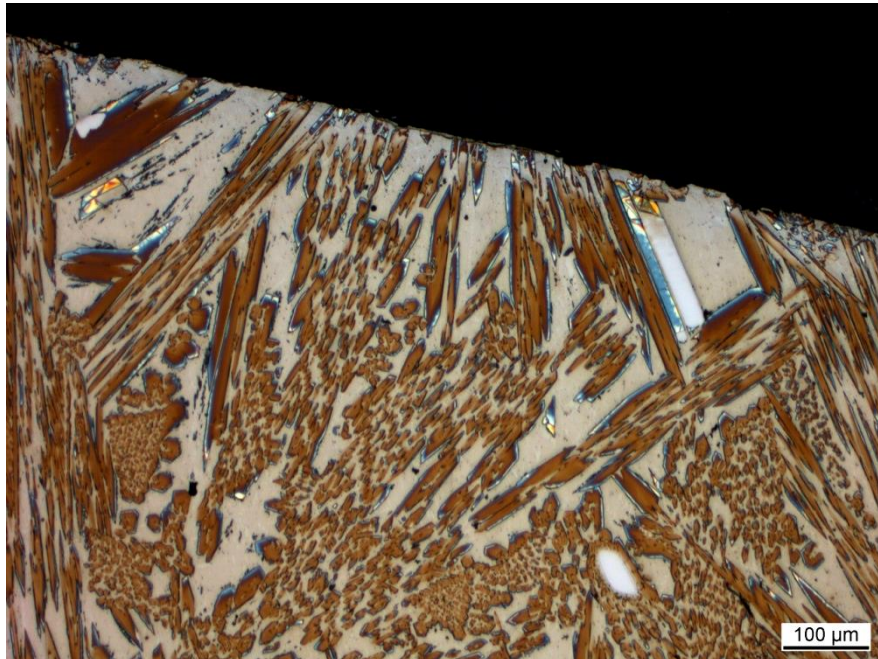


Abbildung 116: Verschleißbild an FeCrC-MSG, Beanspruchung unter 10°-Schrägstrahlverschleiß

Strahlverschleißprüfung mit Edelmetall

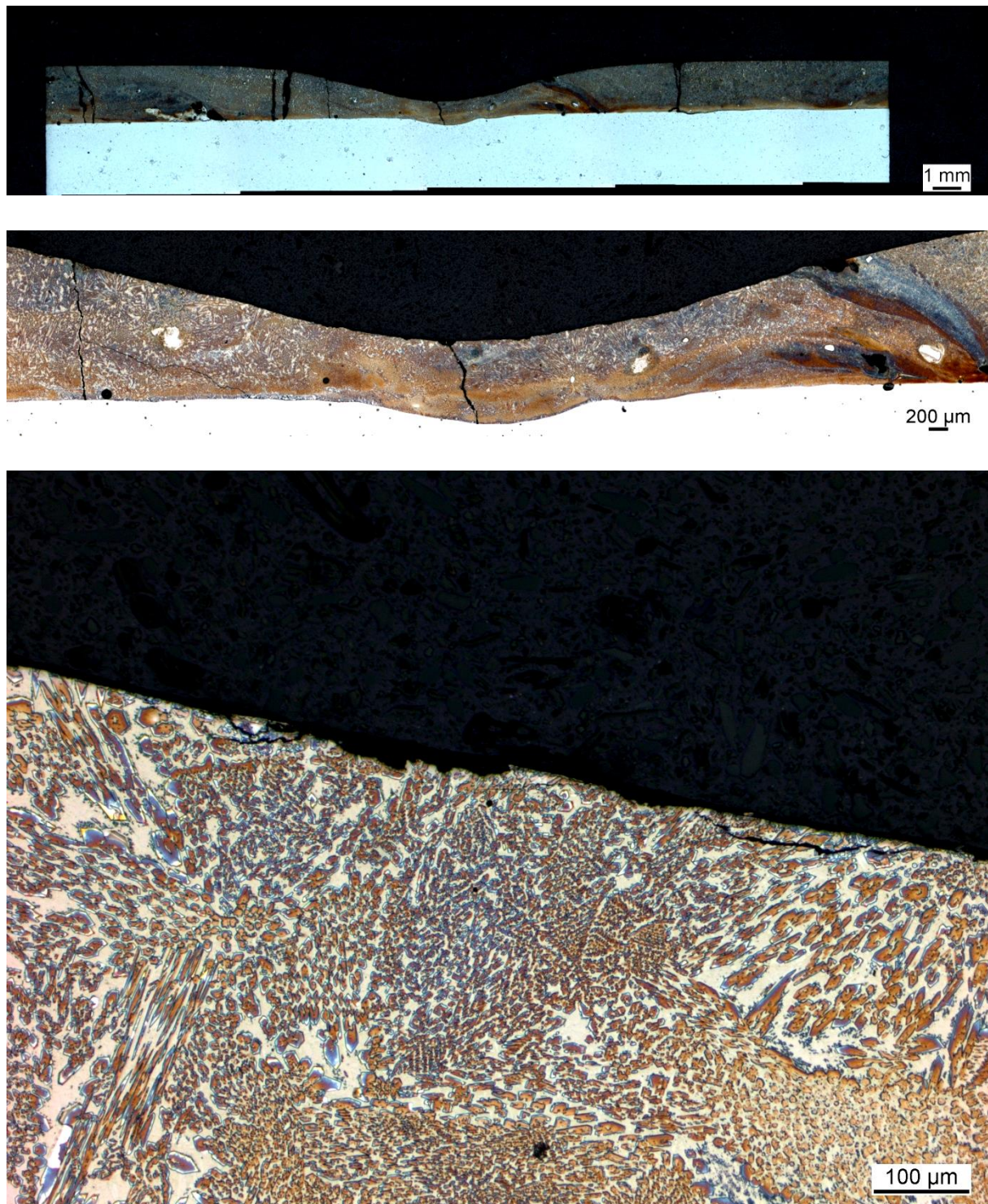


Abbildung 117: Verschleißbild an FeCrC-GKLB, Beanspruchung unter 10°-Schrägstrahlverschleiß

Strahlverschleißprüfung mit Edelmetall

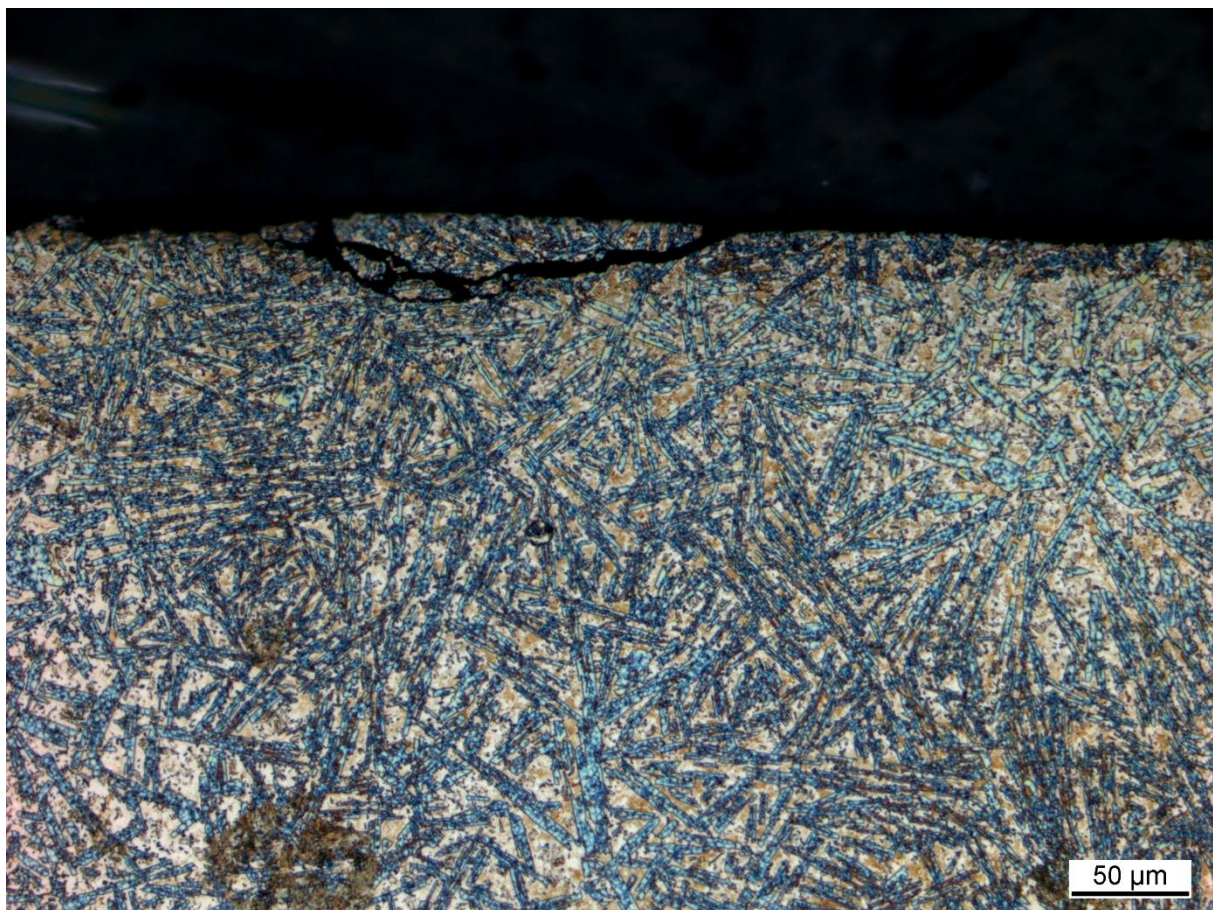


Abbildung 118: Verschleißbild an FeCrB, Beanspruchung unter 10°-Schrägstrahlverschleiß

Strahlverschleißprüfung mit Edelkorund

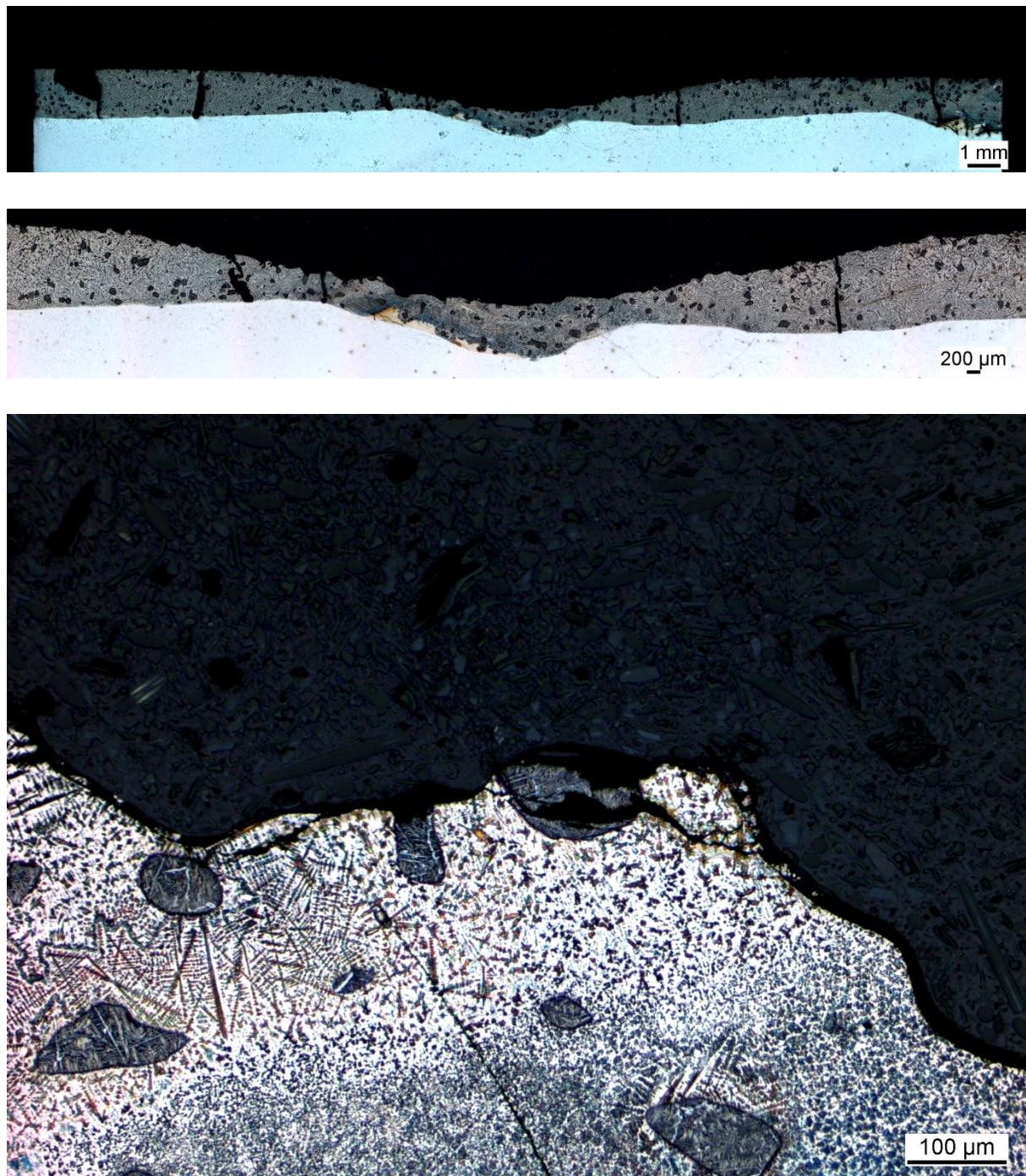


Abbildung 119: Verschleißbild an SK 900-O, Beanspruchung unter 10°-Schrägstrahlverschleiß

Strahlverschleißprüfung mit Edelkorund

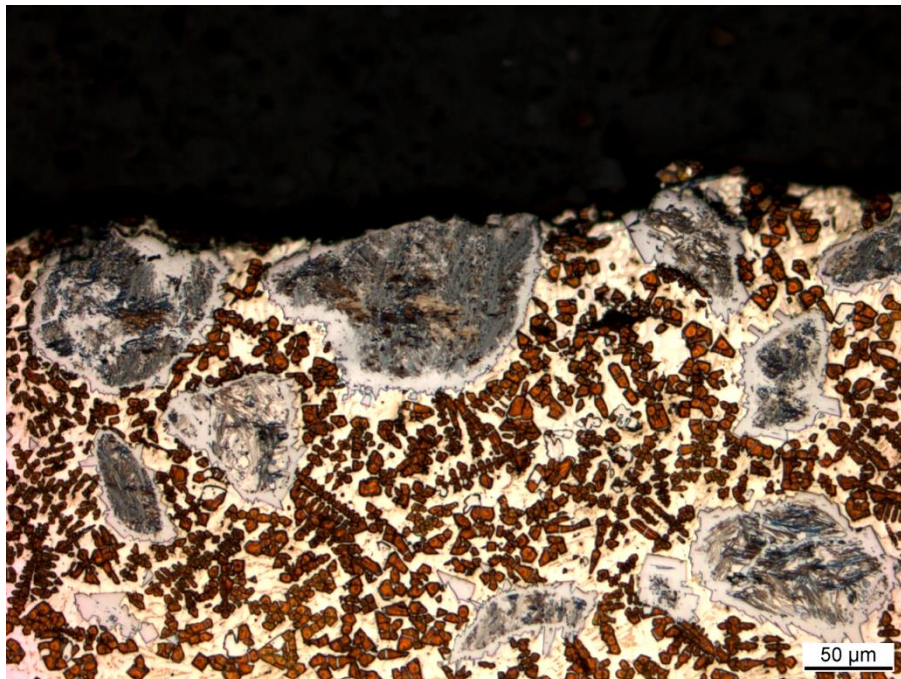
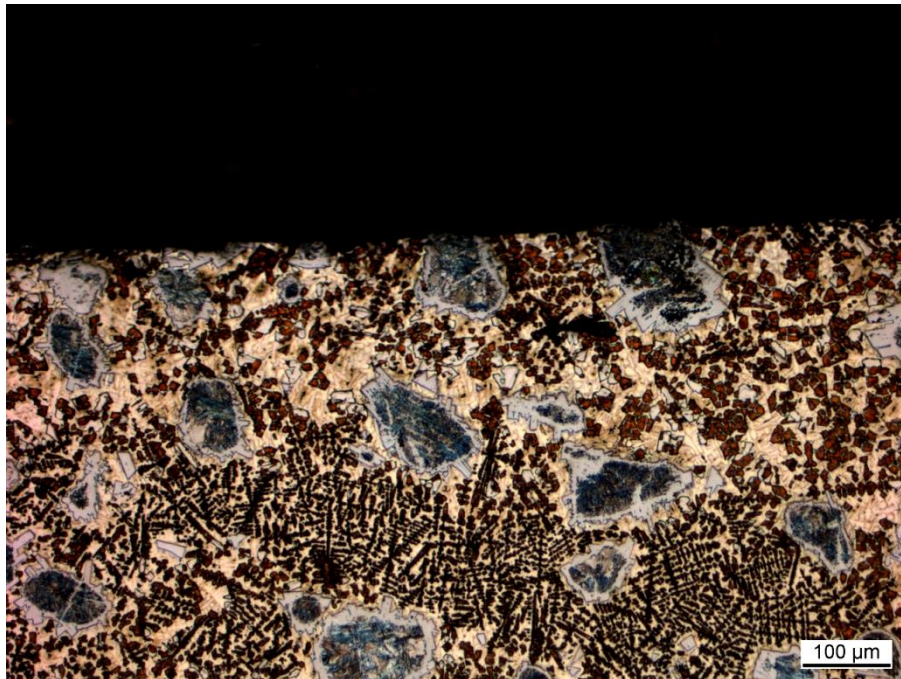
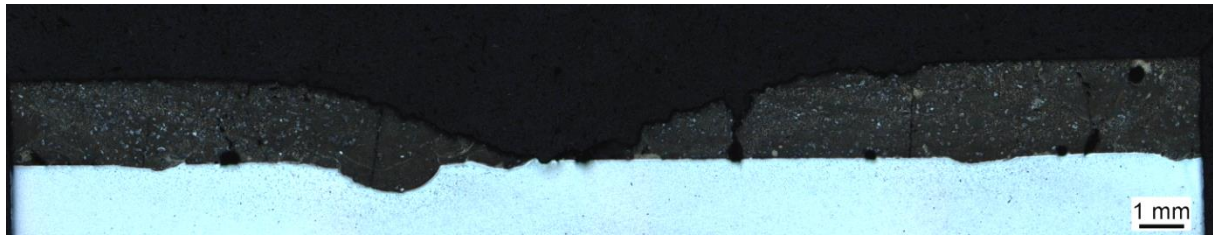


Abbildung 120: Verschleißbild an Fe-Basis + cWSC, Beanspruchung unter 10°-Schrägstrahlverschleiß

Strahlverschleißprüfung mit Edelmetall

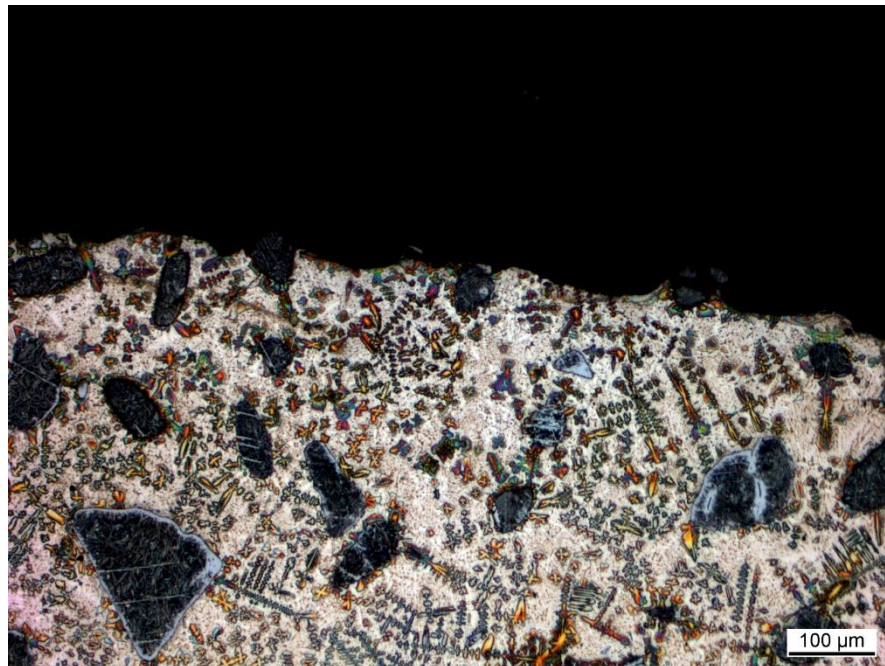
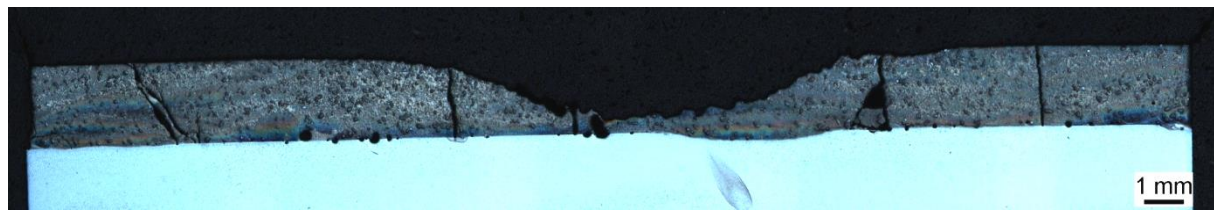


Abbildung 121: Verschleißbild an FeCrC + cWSC, Beanspruchung unter 10°-Schrägstrahlverschleiß

Strahlverschleißprüfung mit Edelmetall

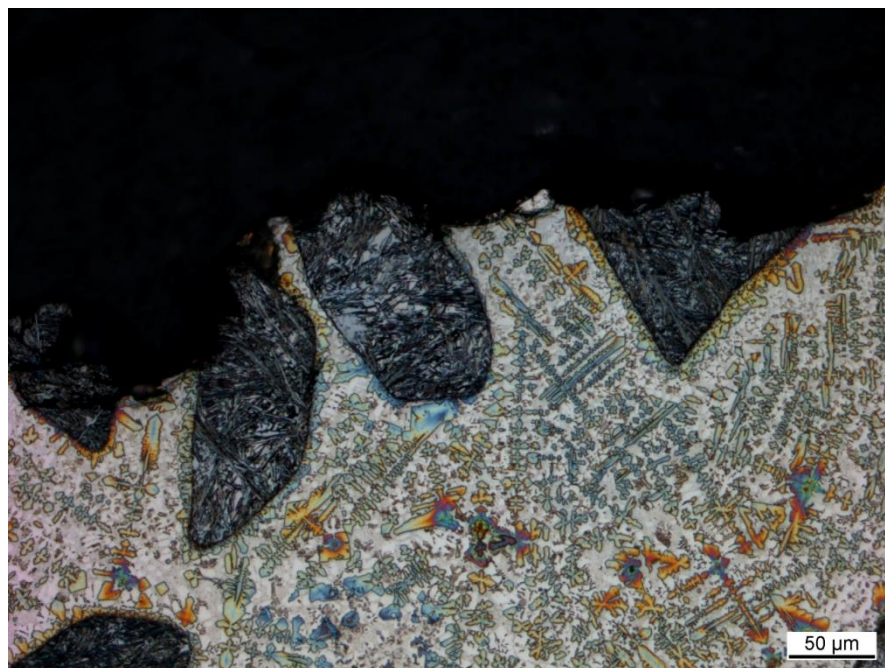
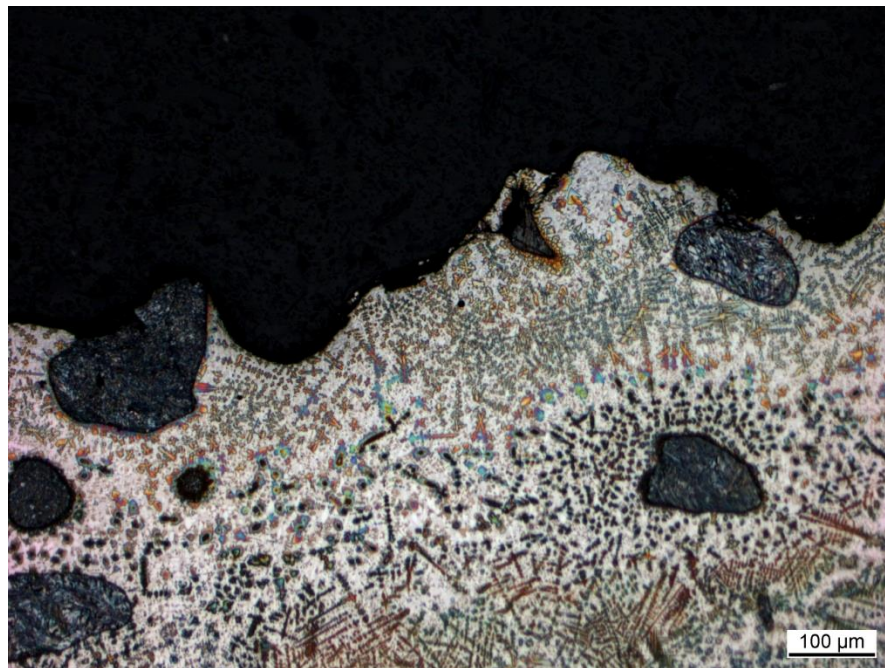
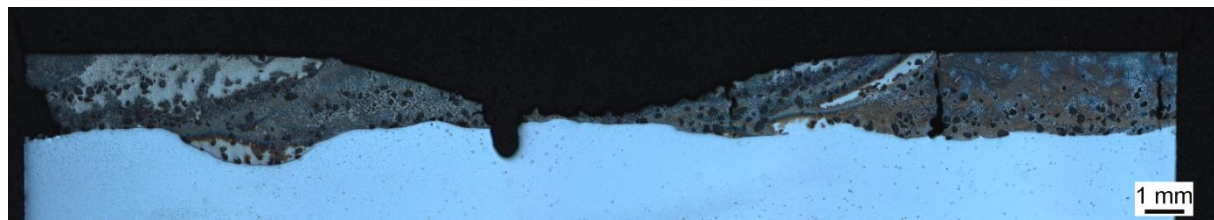


Abbildung 122: Verschleißbild an FeCrVC + WSC, Beanspruchung unter 10°-Schrägstrahlverschleiß

Strahlverschleißprüfung mit Edelmetall

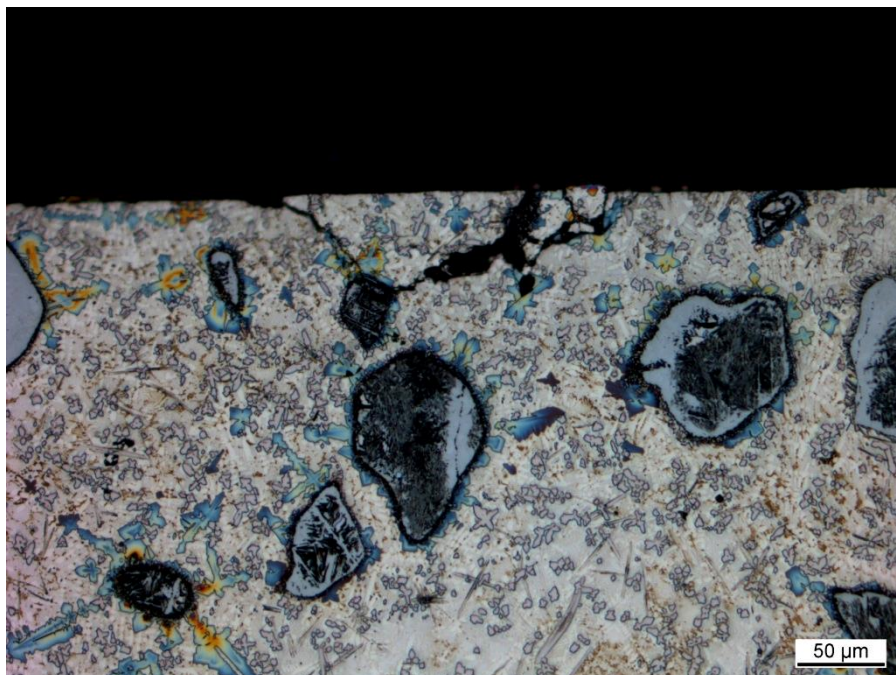
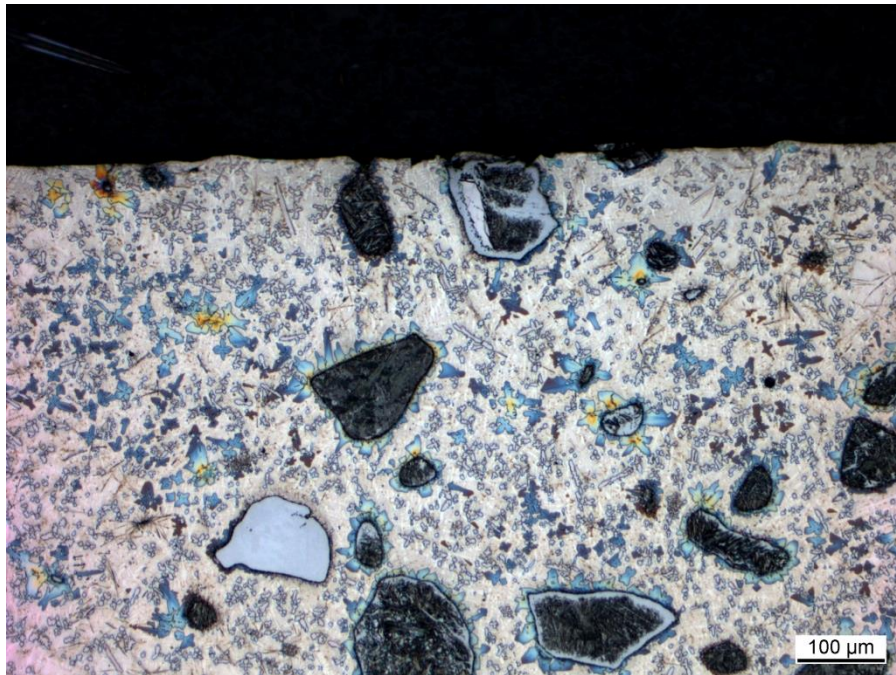
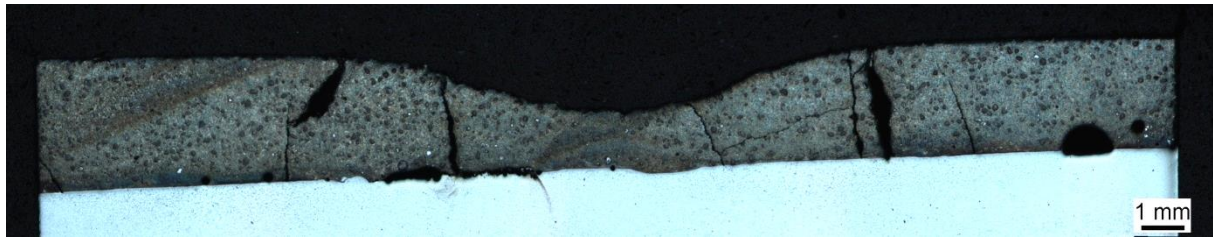


Abbildung 123: Verschleißbild an FeCrVC + cWSC, Beanspruchung unter 10°-Schrägstrahlverschleiß

Strahlverschleißprüfung mit Edelmetall

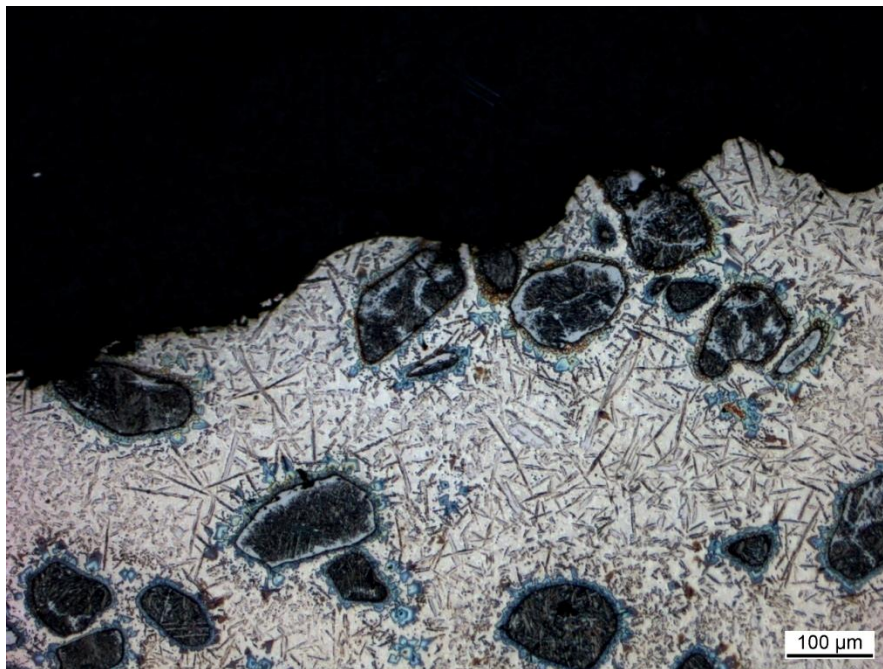
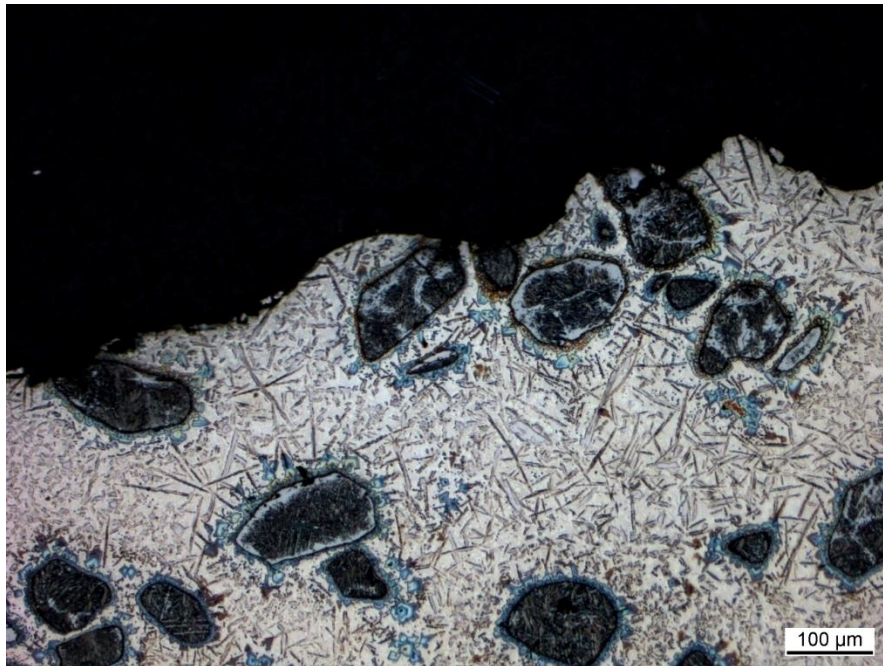
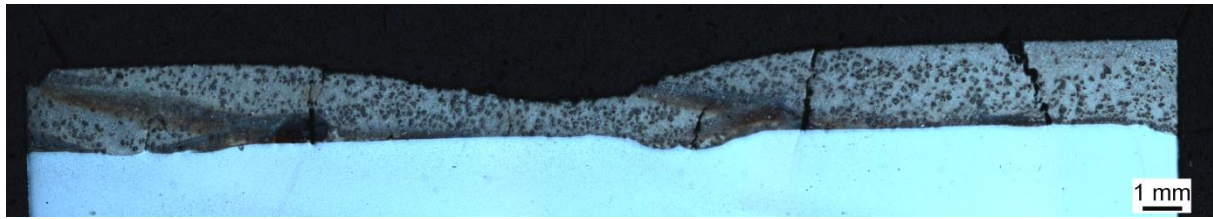


Abbildung 124: Verschleißbild an $\text{FeCr}^+\text{VC} + \text{cWSC}^+$, Beanspruchung unter 10° -Schrägstrahlverschleiß

Strahlverschleißprüfung mit Edelkorund

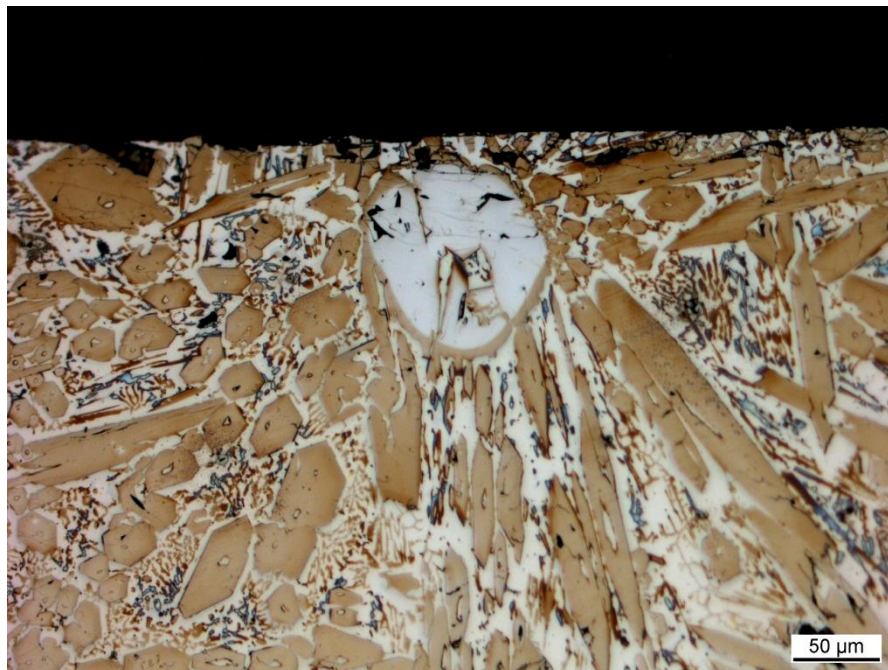
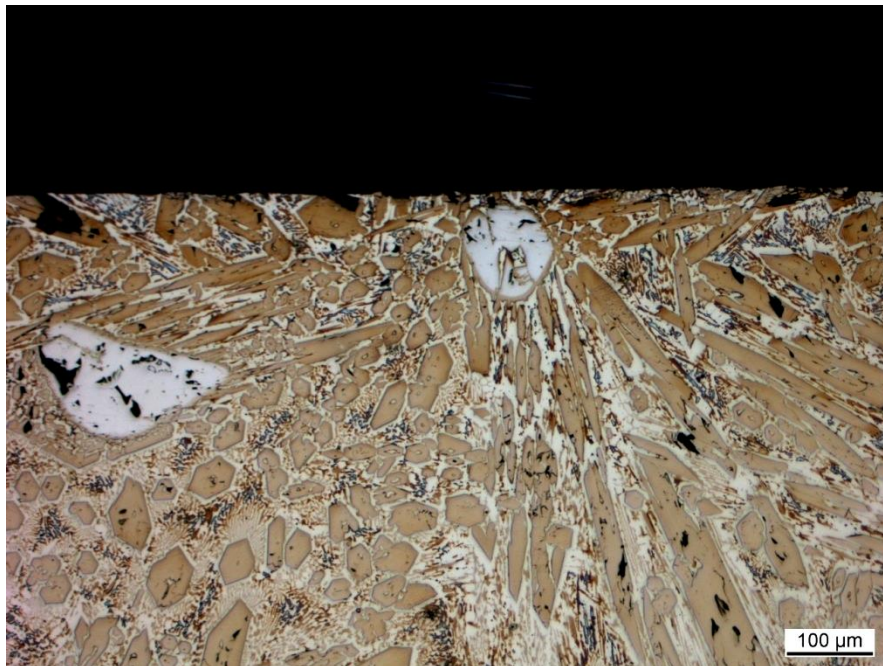
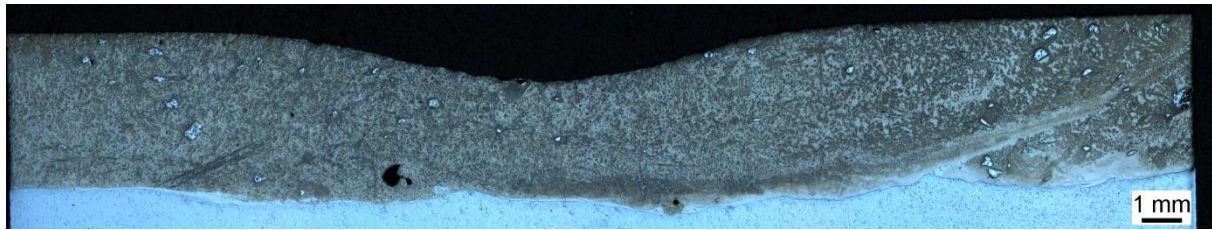


Abbildung 125: Verschleißbild an EIPA 480, Beanspruchung unter 10°-Schrägstrahlverschleiß

Curriculum Vitae

Persönliche Daten

Name, Vorname: Hecht, Marvin
Geburtsdatum: 06.10.1987
Geburtsort: Iserlohn
Staatsangehörigkeit: deutsch
Familienstand: ledig

Schul Ausbildung

1994-1998 Grundschule Sudmerberg, Goslar
1998-2000 Orientierungsstufe Goldene Aue, Goslar
2000-2007 Christian-von-Dohm-Gymnasium, Goslar
Juli 2007 Erlangung der allgemeinen Hochschulreife

Zivildienst

2007-2008 Herzog-Julius-Klinik GmbH & Co. KG, Bad Harzburg

Hochschulausbildung

2008-2011 Bachelorstudium des Wirtschaftsingenieurwesens an der TU Clausthal
Oktober 2011 Abschluss als Bachelor of Science
2011-2013 Masterstudium des Wirtschaftsingenieurwesens an der TU Clausthal
2011-2014 Stipendiat der Rheinstahl-Stiftung, ThyssenKrupp Technologies AG
September 2013 Abschluss als Master of Science (Studienrichtung: Produktion und Prozesse)
2013-2017 Promotionsstudium des Maschinenbaus an der TU Clausthal
seit 2017 Zertifikatsprogramm (ZP) für Hochschuldidaktik an der Georg-August-Universität Göttingen

Beruflicher und wissenschaftlicher Werdegang

seit 2007 Inhaber/Geschäftsführer eines Umzugs- und Transportunternehmens
2008-2011 Werkstudententätigkeiten in verschiedenen Industrieunternehmen
2009-2010 Studentische Hilfskraft am Institut für Wirtschaftswissenschaft (IfW) der TU Clausthal
2012-2013 Wissenschaftliche Hilfskraft und Tutor am IfW der TU Clausthal
2012-2013 Wissenschaftliche Hilfskraft am Institut für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren (ISAF) der TU Clausthal
2013-2017 Wissenschaftlicher Mitarbeiter und Projektingenieur (Doktorand) am ISAF der TU Clausthal, Abteilung für Verschleißprüfung
2013-2017 Lehraufträge verschiedener Praktika am ISAF der TU Clausthal

2015-2016	Leitung des Verschleißlabors am ISAF der TU Clausthal
2016-2017	Leitung der Materialbeschaffung/Logistik am ISAF der TU Clausthal
2017	Betreuung und Pflege der Institutsbibliothek am ISAF der TU Clausthal
seit 2017	Dozent an der Fachschule für Wirtschaft und Technik (FWT) Clausthal-Zellerfeld gGmbH
seit 2017	Wissenschaftlicher Referent und Projektmanager am Zentrum für Hochschuldidaktik (ZHD) der TU Clausthal
2018	Lehrauftrag an der Fachhochschule des Mittelstands (FHM) GmbH, Campus Bamberg

Publikationen

Wesling, V.; Reiter, R.; Lau, L.; Hecht, M.; Schreiber, F.; Schreuders, C.: *Auftragschweißen fülldrahtbasierter Hartlegierungen mit geregelten Kurzlichtbogenverfahren zur Herstellung hochwertiger Panzerungen*. In: Schriftenreihe Werkstoffe und werkstofftechnische Anwendungen, 17. Werkstofftechnisches Kolloquium, Band 52, S. 56-62, ISBN: 978-3-942267-91-5, TU Chemnitz, 2014

Wesling, V.; Reiter, R.; Lau, L.; Hecht, M.; Schreiber, F.; Kupka, I.; Gandt, T.: *Hardfacing on high strength steel for lightweight wear-protected structural materials/Auftragschweißung hochfester Stähle zum Leichtbauverschleißgeschützter Strukturen*. In: Cement International, 5/2015, Ausgabe 13, S. 46-53, Verlag Bau+Technik, Erkrath, 2015

Hecht, M.: *Alterung metallischer Werkstoffe*. Vortrag am Institut für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren (ISAF), TU Clausthal: Ringvorlesung „Werkstoffkundliche Grundlagen“, Clausthal-Zellerfeld, 2015

Wesling, V.; Reiter, R.; Lau, L.; Hecht, M.; Schreiber, F.; Kupka, I.; Gandt, T.: *Auftragschweißung hochfester Stähle zum Leichtbau verschleißgeschützter Strukturen*. In: Schweißen und Schneiden – DVS-Berichte 2015, Band 315, S. 806-812, ISBN: 978-3-945023-46-4, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2015

Wesling, V.; Reiter, R.; Lau, L.; Hecht, M.; Schreiber, F.; Kupka, I.; Gandt, T.; Ventilatorenfabrik Oelde GmbH (Hrsg.): *Innovationen von Venti Oelde – Auftragschweißung hochfester Stähle zum Leichtbau verschleißgeschützter Strukturen*, A 1/11/00/5, Oelde, 2015

Wesling, V.; Reiter, R.; Lau, L.; Hecht, M.; Schreiber, F.; Kupka, I.; Gandt, T.; Ventilatorenfabrik Oelde GmbH (Hrsg.): *Innovations from Venti Oelde – Hardfacing on High Strength Steel for Lightweight Wear Protected Structural Materials*, A 1/11/00/5, Oelde, 2015

Hecht, M.: *Eisenbasiswerkstoffe zum Einsatz unter oszillierend-adhäsiver Beanspruchung*. Vortrag im Clausthaler Zentrum für Materialtechnik: 1. CZM-Absolvententag, 15. Juli 2016, Clausthal-Zellerfeld, 2016

Wesling, V.; Reiter, R.; Hecht, M.: *Qualifizierung ausgewählter Werkstoffsysteme unter oszillierend-adhäsiver Verschleißbeanspruchung*. In: 37. Assistentenseminar Schweiß- und Füge-technik, DVS-Berichte 2016, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2016

Wesling, V.; Reiter, R.; Hecht, M.: *Hochleistungsverschleißschutzsysteme zum Strukturleichtbau für Anwendungen unter feinabrasiv-erosiver Beanspruchung*. In: 36. Assistenten-

seminar Schweiß- und Fügetechnik, DVS-Berichte 2015, Band 320, S. 82-88, ISBN-10: 3-945-02357-2, ISBN-13: 978-3-945023-57-0, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2017

Wesling, V.; Reiter, R.; Hecht, M.: *Lightweight Supportive Wear Protection Systems Against Erosive Wear by Fine Particles*. In: WELDING AND CUTTING, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2017

Wesling, V.; Reiter, R.; Hecht, M.; Beuth, D.; Lau, L.; Burchards, D.; Phochkhua, G.: *Laserstrahlheißdrahtbeschichten mit Hartstoffen auf Recyclingbasis*. In: Schriftenreihe Werkstoffe und werkstofftechnische Anwendungen, 19. Werkstofftechnisches Kolloquium, Band 61, S. 103-110, ISBN: 978-3-00-055705-7, ISSN: 1439-1597, TU Chemnitz, 2017

Wesling, V.; Reiter, R.; Hecht, M.; Beuth, D.; Lau, L.; Burchards, D.; Phochkhua, G.: *Laserstrahlheißdrahtbeschichten mit Hartstoffen auf Recyclingbasis*. In: WOMag – Kompetenz in Werkstoff und funktioneller Oberfläche, WOTech Technical Media, Waldshut-Tiengen, 2017

Hecht, M.; Sackbrook, J. L.; Seifert, K.: *Fachzirkel WIWI-Mathematik*. Poster am Rechenzentrum, TU Clausthal: Abendveranstaltung „Mit frischem Wind ins Jahr 2018 – neue Impulse für die Lehre“, 24. Januar 2018, Clausthal-Zellerfeld, 2018

Sackbrook, J. L.; Hecht, M.; Seifert, K.: *Evaluation der Studieneingangsphase*. Poster am Rechenzentrum, TU Clausthal: Abendveranstaltung „Mit frischem Wind ins Jahr 2018 – neue Impulse für die Lehre“, 24. Januar 2018, Clausthal-Zellerfeld, 2018

Hecht, M.; Sackbrook, J. L.; Seifert, K.: *Fachzirkel „Wirtschaftswissenschaften-Mathematik“ an der TU Clausthal*. Poster an der Hochschule Kaiserslautern: Arbeitstagung „Visionen von Studierenden-Erfolg – Vision von Studierenden“, 12./13. Juni 2018, Kaiserslautern, 2018

Sackbrook, J. L.; Hecht, M.; Seifert, K.: *Student Undercover – Orientierungs- und Studieneingangsphase an der TU Clausthal*. Poster an der Hochschule Kaiserslautern: Arbeitstagung „Visionen von Studierenden-Erfolg – Vision von Qualitätsmanagement“, 12./13. Juni 2018, Kaiserslautern, 2018